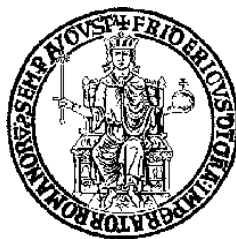


Università degli Studi di Napoli Federico II



Scuola Politecnica e delle Scienze di Base

Facoltà di Ingegneria

Dipartimento di Ingegneria dei Materiali e della Produzione Industriale

DOTTORATO DI RICERCA IN

TECNOLOGIE E SISTEMI DI PRODUZIONE

XXVII CICLO

«Caratterizzazione metallurgica e

modellazione dei fenomeni di trasporto nella Linear Friction Welding

di leghe di Titanio»

Relatore:

Ch.mo Prof. Ing. Antonino Squillace

Correlatore:

Dott. Ing. Fabio Scherillo

Candidato:

Paola Aveta

ANNO ACCADEMICO 2015/2016

Ad Adrian.

Indice

INTRODUZIONE.....	1
1. IL TITANIO E LE SUE LEGHE.....	3
1.1 Storia del titanio	3
1.2 Generalità	4
1.3 Struttura cristallina	5
1.4 Le leghe di titanio	6
1.4.1 La lega <i>Ti-6Al-4V</i>	9
1.4.2 Microstruttura del <i>Ti-6Al-4V</i>	10
1.4.3 Proprietà del <i>Ti-6Al-4V</i>	12
2. LA SALDATURA.....	14
2.1 Cenni storici.....	14
2.2 Classificazione.....	15
2.3 Saldatura del titanio.....	17
2.3.1 <i>Laser beam welding</i>	17
2.3.2 <i>Friction stir welding</i>	19
2.3.3 <i>Linear friction welding</i>	20
3. ANALISI DEI PROVINI SALDATI	27
3.1 Piano sperimentale.....	27
3.2 Fasi del lavoro	28
3.2.1 <i>Preparazione dei singoli provini</i>	28
3.2.2 <i>Prove di microdurezza Vickers</i>	31
3.2.3 <i>Analisi e macrografie al microscopio ottico</i>	32
3.2.4 <i>Micrografie al SEM</i>	33
4. RISULTATI DELL'ANALISI MICROSTRUTTURALE	35
4.1 Macrografie.....	35
4.1.1 <i>Campioni processati a bassa frequenza</i>	36

4.1.2 Campioni processati a media frequenza	38
4.1.3 Campioni processati ad alta frequenza.....	40
4.1.4 Confronto qualitativo	42
4.2 Analisi micromeccanica	43
4.2.1 Prove Vickers sui campioni a bassa frequenza.....	43
4.2.2 Prove Vickers sui campioni a media frequenza	46
4.2.3 Prove Vickers sui campioni ad alta frequenza	47
4.2.4 Quadro riepilogativo	48
4.3 Analisi micrografica	49
4.3.1 Micrografia campione 65.....	50
4.3.2 Micrografia campione 9	52
4.3.3 Micrografia campione 81	54
4.3.4 Spessori	56
CONCLUSIONI SULL'ANALISI MICROSTRUTTURALE	57
5. BILANCIO TERMICO	58
5.1 Soluzione analitica del bilancio termico	58
5.2 Soluzione del bilancio termico mediante il software Matlab.....	62
5.2.1 Caso 1) $f = 29 \text{ Hz}$; $P = 30 \text{ MPa}$	65
5.2.2 Caso 2) $f = 29 \text{ Hz}$; $P = 40 \text{ MPa}$	67
5.2.3 Caso 3) $f = 29 \text{ Hz}$; $P = 50 \text{ MPa}$	69
5.2.4 Caso 4) $f = 36 \text{ Hz}$; $P = 30 \text{ MPa}$	71
5.2.5 Caso 5) $f = 36 \text{ Hz}$; $P = 40 \text{ MPa}$	73
5.2.6 Caso 6) $f = 36 \text{ Hz}$; $P = 50 \text{ MPa}$	75
5.2.7 Caso 7) $f = 45 \text{ Hz}$; $P = 30 \text{ MPa}$	77
5.2.8 Caso 8) $f = 45 \text{ Hz}$; $P = 40 \text{ MPa}$	79
5.2.9 Caso 1) $f = 45 \text{ Hz}$; $P = 50 \text{ MPa}$	81
5.3 Effetto dei parametri di processo.....	82
5.4 Stima dello shortening.....	84
CONCLUSIONI	87
BIBLIOGRAFIA.....	89

Introduzione

Nel corso degli anni la continua ricerca di materiali innovativi, specie in campi estremamente avanzati quali ad esempio quello aeronautico, automobilistico e biomedico, ha portato alla netta imposizione del titanio sul panorama industriale mondiale.

La sua fama trae ispirazione dalle caratteristiche peculiari che lo collocano al vertice di un'ipotetica scala piramidale in continua evoluzione e che lo rendono prestazionalmente superiore a materiali di largo uso come l'acciaio, maggiormente diffuso per la sua accessibilità economica.

Tale aspetto ha notevolmente ostacolato la diffusione del titanio che, sebbene goda di un elevato rapporto strength/weight, richiede processi di lavorazione più impegnativi soprattutto da un punto di vista economico. Difatti, oltre l'elevata resistenza che il titanio offre al taglio e alla deformabilità, bisogna considerare il recupero degli sfridi di lavorazione, operazione tanto onerosa dal punto di vista economico da risultare infattibile.

Nella maggior parte dei casi, le lavorazioni convenzionali prevedono asportazione di materiale a partire da semilavorati grezzi; ciò comporta un elevato spreco che si traduce in un notevole dispendio di risorse finanziarie da parte delle aziende produttrici.

Quanto detto ha contribuito all'evoluzione ed all'affermazione di nuove tecniche di saldatura per il titanio in modo da ridurre al minimo i costi legati allo sfrido e dunque rendere maggiormente favorevole il suo utilizzo.

A tal proposito, le saldature permettono di produrre manufatti con geometrie complesse a partire da elementi di semplice forma, riducendo enormemente il numero di lavorazioni convenzionali, la quantità di sfrido, l'usura degli utensili relativi a tali lavorazioni e quindi i costi del prodotto finito.

Al giorno d'oggi, le tecniche più avanzate nel campo delle saldature per il titanio sono: laser beam welding (LBW), friction stir welding (FSW) e linear friction welding (LFW). La LBW utilizza l'energia cinetica immagazzinata nei fotoni per fondere e saldare il materiale; seppur molto evoluto e consolidato, tale sistema implica un elevato costo delle apparecchiature. Questo aspetto penalizza la LBW a tutto vantaggio delle restanti due tecniche. La FSW prevede l'utilizzo di un utensile cilindrico ed un pin di sagoma opportuna i quali, ruotando ad elevata velocità attorno al proprio asse e traslando lungo la linea di giunzione, generano per attrito il calore necessario ad aumentare la duttilità del materiale di base fino

a rammollirlo ma senza raggiungere il punto di fusione. Attraverso un'azione di mescolamento, il pin genera un moto di particelle all'interfaccia di contatto tale da garantire la giunzione.

La LFW è una tecnica di saldatura allo stato solido che elimina totalmente il problema dell'usura degli utensili in quanto, rispetto alla FSW, sfrutta il calore prodotto direttamente dallo sfregamento delle parti da saldare. Queste ultime si muovono con moto relativo di tipo alternato fino al raggiungimento delle temperature ideali di processo che, a seguito di una determinata pressione di forgiatura, consentono la definitiva giunzione.

Il presente elaborato di tesi pone al centro della sua analisi la tecnica LFW, nello specifico si cercherà di comprendere la sua efficacia in relazione a determinati valori di frequenza e pressione utilizzati per saldare semilavorati in lega di titanio, tutti di tipo Ti-6Al-4V. Infatti sono stati analizzati i risultati delle operazioni di saldatura effettuate diversificando i valori di frequenza e pressione di processo; inoltre si è focalizzata l'attenzione sull'analisi macroscopica e microscopica degli elementi. In particolare, sono state confrontate le microdurezze rilevate nelle zone caratterizzanti le giunzioni, le analisi micrografiche e gli spessori relativi a tali zone. Infine è stata focalizzata l'attenzione sulla modellazione dei fenomeni di trasporto nella LFW di leghe di Titanio. Nello specifico è stata studiata la LFW della lega Ti-6Al-4V ponendo l'attenzione sull'interfaccia di saldatura, allo scopo di ottenere i profili termici verificandone la veridicità analizzando la microstruttura dei giunti.

Avendo iniziato ad affrontare un argomento differente da quelli trattati negli anni precedenti del mio percorso di dottorato, ho dapprima approfondito la conoscenza del titanio e delle sue leghe e della LFW, successivamente ho effettuato una accurata ricerca bibliografica sull'argomento che mi ha permesso dapprima di approfondire gli aspetti del processo già analizzati da altri ricercatori, e infine di valutare e confrontare i risultati ottenuti.

1. Il titanio e le sue leghe

Il presente capitolo sarà dedicato alle generalità riguardanti il titanio quali storia, proprietà, prime applicazioni, problemi e scenari attuali.

1.1 Storia del titanio

La crosta terrestre è composta da circa lo 0,6% di titanio che rappresenta, in termini quantitativi, il quarto metallo per applicazioni di tipo strutturale dopo alluminio, ferro e magnesio. Esso non si trova in natura allo stato isolato ma è presente in diversi minerali, i più diffusi sono l'Ilmenite (FeTiO_3) ed il Rutilo (TiO_2).

Il primo sospetto di un nuovo elemento presente in una scura polvere di metallo (ilmenite) fu espresso nel 1791 da Gregor, un presbitero appassionato di mineralogia. Nel 1795 il chimico tedesco Klaproth, analizzando del rutilo proveniente dall'Ungheria, identificò un ossido di un elemento sconosciuto (il medesimo scoperto da Gregor) e lo nominò "Titanio" facendo chiaro riferimento ai Titani, i potenti figli del Cielo e della Terra (Urano e Gea) nella mitologia greca.

Sin dalla sua scoperta, molti tentativi sono stati fatti per isolare il metallo dal minerale sfruttando come passaggio intermedio il tetracloruro di titanio (TiCl_4) ma l'ottenimento di titanio puro è sempre stato difficoltoso a causa della tendenza di questo metallo a reagire con ossigeno e azoto.

Solo nel XX secolo fu sviluppato un processo commercialmente attrattivo definito Kroll (dal nome del suo inventore) che prevedeva la riduzione del TiCl_4 con il magnesio in una atmosfera di gas inerte; Il prodotto finale di questo processo fu chiamato "spugna di titanio" a causa del suo aspetto poroso e spugnoso. Negli anni, il "Kroll" è rimasto invariato e rappresenta ancora oggi il processo maggiormente diffuso per la produzione di Titanio [1].

1.2 Generalità

Il titanio è attualmente uno dei materiali più utilizzati in quei campi tecnologici dove sono richiesti elevati livelli prestazionali quali ad esempio quello aeronautico, automobilistico, motociclistico e biomedico. Tra le tante applicazioni, si annoverano la Pagani Huayra (figura 1) le cui parti sono assemblate con bulloneria completamente in titanio; la Ducati Panigale R (figura 2) che sfrutta le caratteristiche di tale materiale per valvole, bielle e scarichi; il CMF56-5B (figura 3) che, come la maggior parte dei motori aeronautici, presenta parte della componentistica in lega di titanio. Tra le innumerevoli peculiarità del titanio, è d'uopo evidenziare la biocompatibilità di leghe appositamente sviluppate come ad esempio la Ti-6Al-7Nb che rappresenta un punto focale per applicazioni chirurgiche in campo ortopedico, cardiovascolare ed odontoiatrico [2].

Quanto detto è riconducibile alle sue eccellenti caratteristiche meccaniche e ad una rilevante leggerezza (densità 4.5 g/cm³), che concorrono a rendere elevato il valore del rapporto *strength/weight*.

	Ti	Fe	Ni	Al
Melting Temperature (°C)	1670	1538	1455	660
Allotropic Trasformation (°C)	882($\beta \rightarrow \alpha$)	912($\gamma \rightarrow \alpha$)	-	-
Crystal Structure	bcc \rightarrow hcp	fcc \rightarrow bcc	fcc	fcc
Room Temperature E (GPa)	115	215	200	72
Yield Stress Level (MPa)	1000	1000	1000	500
Density (g/cm ³)	4.5	7.9	8.9	2.7
Corrosion Resistance	Very High	Low	Medium	High
Reactivity with Oxygen	Very High	Low	Low	High
Price of Metal	Very High	Low	High	Medium

Tabella 1 Principali caratteristiche del titanio comparate a tre dei più comuni metalli strutturali [1].

Nella tabella 1 sono riportate le caratteristiche principali del titanio messe a confronto con quelle dei suoi diretti competitor quali Fe, Ni ed Al, elementi appartenenti alla categoria dei metalli strutturali.

Come si può notare, l'elevata temperatura di fusione permette al titanio di essere leader nelle applicazioni che prevedono temperature di esercizio al di sopra di 150°C pur mantenendosi al



Figura 1 *Pagani Huayra, assemblata con bulloneria completamente in titanio.*

[www.pagani.com]



Figura 2 *Ducati Panigale R, con valvole, bielle e scarichi in titanio.*

[www.ducati.it]



Figura 3 *Il CFM56-5B, che equipaggia i velivoli della serie Airbus A320.*

[www.cfmaeroengines.com]

di sotto dei 600°C (limite superiore del campo di temperature di applicazione oltre il quale, la diffusione dell'ossigeno attraverso lo strato superficiale di ossido diviene tanto veloce da procurare un'eccessiva crescita dello spessore di quest'ultimo producendo un effetto infragilizzante). L'elevata resistenza del titanio alla corrosione dipende dalla sua alta reattività con l'ossigeno; infatti quest'ultima favorisce la formazione di uno stabile ed aderente strato superficiale di ossido che preserva il titanio dall'azione corrosiva tipica degli ambienti aggressivi [3].

Purtroppo all'elevata reattività con l'ossigeno, è da attribuirsi anche l'elevato costo del titanio che ostacola fortemente una sua maggiore diffusione a livello di produzioni industriali di massa. Infatti la produzione delle spugne a partire dal tetracloruro di titanio prevede che le operazioni avvengano in un'atmosfera inerte o sottovuoto; ciò implica un aumento del costo di produzione che è direttamente proporzionale all'energia impiegata [1].

1.3 Struttura cristallina

Il titanio puro esibisce una trasformazione di fase allotropica a 882°C (temperatura di β -transus) passando da una struttura cristallina cubica a corpo centrato (fase β), stabile a temperature più alte, ad una esagonale a pacco chiuso (fase α), stabile a temperature inferiori. In figura 4 sono illustrate le due strutture cristalline proprie del titanio puro per le quali si sono indicate con le lettere a , b e c le distanze di legame caratteristiche che sono rispettivamente pari a 0.295 nm, 0.468 nm e 0.332 nm [1].

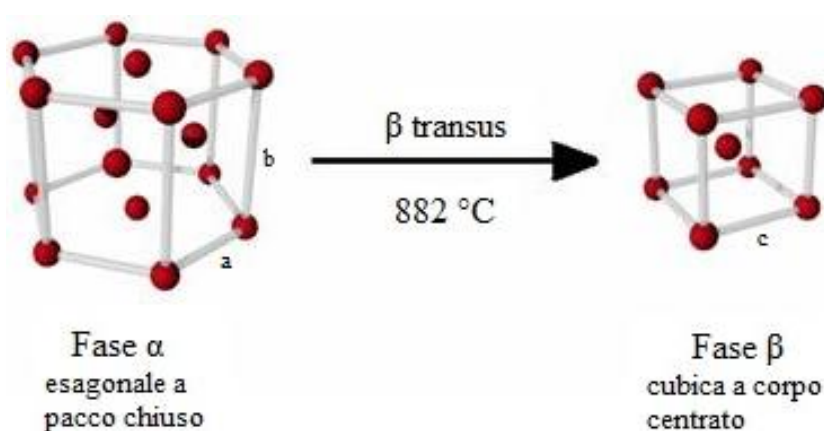


Figura 4 Strutture cristalline delle fasi allotropiche del titanio puro. Esagonale a pacco chiuso al di sotto della temperatura di β -transus (882°C), cubica a corpo centrato al di sopra.

1.4 Le leghe di titanio

Gli elementi alliganti del titanio sono solitamente classificati in α o β stabilizzanti in relazione al fatto che la loro aggiunta aumenti o riduca la temperatura di β -transus (pari a 882°C per il titanio puro).

I più comuni elementi α -stabilizzanti sono: l'alluminio (che ha una larghissima solubilità sia in campo α che β), le terre rare, l'ossigeno, il carbonio e l'azoto. Tutti, in particolare l'ossigeno, non possono essere considerati come elementi di lega poiché la loro presenza è spesso indesiderata. Gli elementi di lega β -stabilizzanti possono essere isomorfi con la fase β (come vanadio, molibdeno e niobio) oppure possono determinare la formazione di composti eutettoidici (come nel caso di ferro, cromo, silicio e nichel). Altri elementi quali zirconio, afnio o stagno non hanno effetti incisivi sulla temperatura di β -transus della lega in cui sono presenti ma tendono ad incrementarne le proprietà meccaniche. A seconda della quantità di fase β presente a temperatura ambiente, le varie leghe vengono classificate in:

- *leghe α* (se hanno una percentuale di fase β inferiore al 5%): questa tipologia di leghe non risponde ai trattamenti termici ma, d'altro canto, possiede un'elevata saldabilità;
 - *leghe $\alpha+\beta$ e *near α* (se hanno una percentuale di fase β compresa tra 10% e 20%): queste leghe rispondono ai trattamenti termici e possono subire trasformazioni di tipo martensitico;*
 - *leghe β e *near β* (se hanno una percentuale di fase β superiore al 20%): queste leghe possono essere sottoposte a trattamenti termici ma non possono subire trasformazioni martensitiche.*
- Per questa tipologia, la denominazione utilizzata è impropria visto che, a temperatura ambiente, la quantità di fase β presente è in forma metastabile e può essere paragonabile alla quantità di fase α .

Nelle due ultime classi di leghe, la scelta del trattamento termico influenza fortemente non solo la resistenza statica e la duttilità del materiale, ma anche la sua tenacità a frattura e la resistenza a fatica [4].

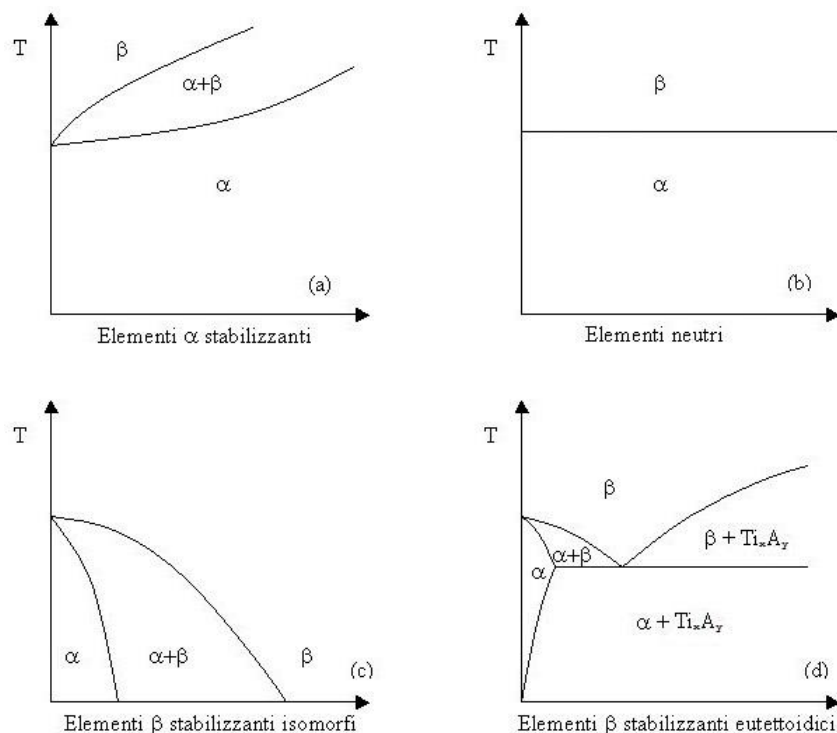


Figura 5 Rappresentazione schematica dell'effetto degli elementi di lega sui diagrammi di fase delle leghe di titanio. (a) α stabilizzanti, (b) neutri; (c,d) β stabilizzanti [4].

In tabella 2 è rappresentata una classificazione delle più note e diffuse leghe di titanio, per ognuna delle quali si riportano la denominazione, la composizione nominale e la temperatura di β -transus.

Attualmente le leghe $\alpha+\beta$ sono quelle che coprono la maggior parte delle applicazioni e tra esse, sicuramente prevale la Ti-6Al-4V che contiene, in equilibrio ad 800°C, circa il 15% in volume di fase β ed è apprezzata per il suo eccezionale bilanciamento tra durezza, duttilità, comportamento a fatica e resistenza alla frattura.

Common Name	Alloy Composition (wt%)	T_β (°C)
α Alloys and CP Titanium		
Grade 1	CP-Ti (0.2Fe, 0.18O)	890
Grade 2	CP-Ti (0.3Fe, 0.25O)	915
Grade 3	CP-Ti (0.3Fe, 0.35O)	920
Grade 4	CP-Ti (0.5Fe, 0.40O)	950
Grade 7	Ti-0.2Pd	915
Grade 12	Ti-0.3Mo-0.8Ni	880
Ti-5-2.5	Ti-5Al-2.5Sn	1040
Ti-3-2.5	Ti-3Al-2.5V	935
$\alpha+\beta$ Alloys		
Ti-811	Ti-8Al-1V-1Mo	1040
IMI 685	Ti-6Al-5Zr-0.5Mo-0.25Si	1020
IMI 834	Ti-5.8Al-4Sn-3.5Zr-0.5Mo-0.7Nb-0.35Si-0.06C	1045
Ti-6242	Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Mo-0.1Si	995
Ti-6-4	Ti-6Al-4V (0.20O)	995
Ti-6-4 ELI	Ti-6Al-4V (0.13O)	975
Ti-662	Ti-6Al-6V-2Sn	945
IMI 550	Ti-4Al-2Sn-4Mo-0.5Si	975
β Alloys		
Ti-6246	Ti-6Al-2Sn-4Zr-6Mo	940
Ti-17	Ti-5Al-2Sn-2Zr-4Mo-4Cr	890
SP-700	Ti-4.5Al-3V-2Mo-2Fe	900
Beta-CEZ	Ti-5Al-2Sn-2Cr-4Mo-4Zr-1Fe	890
Ti-10-2-3	Ti-10V-2Fe-3Al	800
Beta 215	Ti-15Mo-2.7Nb-3Al-0.2Si	810
Ti-LCB	Ti-4.5Fe-6.8Mo-1.5Al	810
Ti-15-3	Ti-15V-3Cr-3Al-3Sn	760
Beta C	Ti-3Al-8V-6Cr-4Mo-4Zr	730
B120VCA	Ti-13V-11Cr-3Al	700

Tabella 2 Classificazione delle più note leghe di titanio [1].

1.4.1 La lega Ti-6Al-4V

Ad oggi è la lega di titanio maggiormente diffusa e, nonostante il suo sviluppo sia partito già negli anni '50, non vi è alcuna minaccia alla sua posizione dominante. Il Ti-6Al-4V è prodotto in vari numeri di

formulazione a seconda del tipo di applicazione, pertanto il contenuto di ossigeno può variare in peso tra 0,08 e 0,2% mentre il contenuto di azoto può raggiungere lo 0,05%. L'alluminio arriva al 6,75% mentre il vanadio al 4,5%.

Maggiore è il contenuto di detti elementi (specialmente ossigeno ed azoto), maggiore sarà la durezza. Al contrario, una minore aggiunta di ossigeno, azoto e alluminio incrementerà la duttilità, la tenacità a frattura, la resistenza alla corrosione e la resistenza alla propagazione delle cricche [5].

Tra le caratteristiche peculiari del Ti-6Al-4V, riscontriamo un elevato valore del rapporto *Strength/Weight*, una rilevante stabilità a temperature fino a 400°C e una buona resistenza alla corrosione. Il costo continua ad essere un fattore inibitorio per l'uso in quelle industrie dove peso e corrosione non rappresentano aspetti critici.

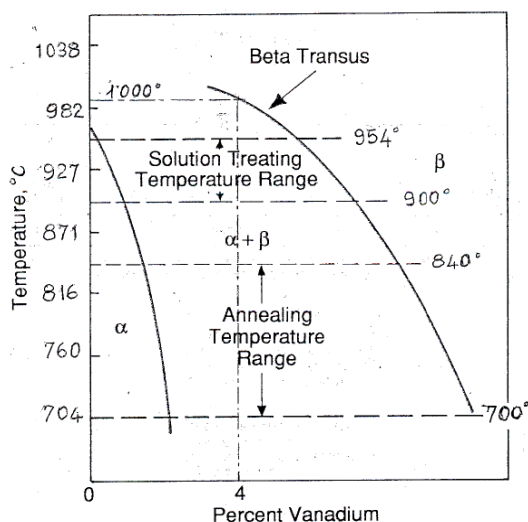


Figura 6 Sezione del diagramma di stato ternario Ti-Al-V.

In figura 6 è rappresentata la sezione del diagramma di stato ternario Ti-Al-V in corrispondenza del 6% di alluminio. In relazione ad un tenore di vanadio pari al 4%, si riscontra un valore della temperatura di β -transus pari a circa 1000°C che rappresenta la minima temperatura alla quale si registra il 100% di esistenza della sola fase β . La conoscenza dell'esatto valore di β -transus è un punto cardine per individuare quali temperature debbano essere raggiunte durante le fasi di trattamento termico e stampaggio a caldo.

1.4.2 Microstruttura del Ti-6Al-4V

La microstruttura si presenta con differenti disposizioni geometriche delle fasi α e β a seconda del particolare trattamento termo-meccanico; ciò può sintetizzarsi nelle tre strutture di riferimento della fase α : lamellare, equiassica e mista.

La microstruttura *lamellare* (figura 8) può essere controllata mediante lavorazioni a caldo che prevedono il superamento della temperatura di β -transus cui deve far seguito un lento raffreddamento. Queste operazioni guidano verso la nucleazione e la crescita della fase α lamellare che si dispone in placche derivanti dai bordi dei grani β . Le dimensioni delle lamelle dipendono strettamente da quelle dei grani β originali, dalla velocità e dalle modalità di raffreddamento. La figura 7 sintetizza la microstruttura risultante della fase α in relazione ai tempi di raffreddamento successivi alle lavorazioni a caldo.

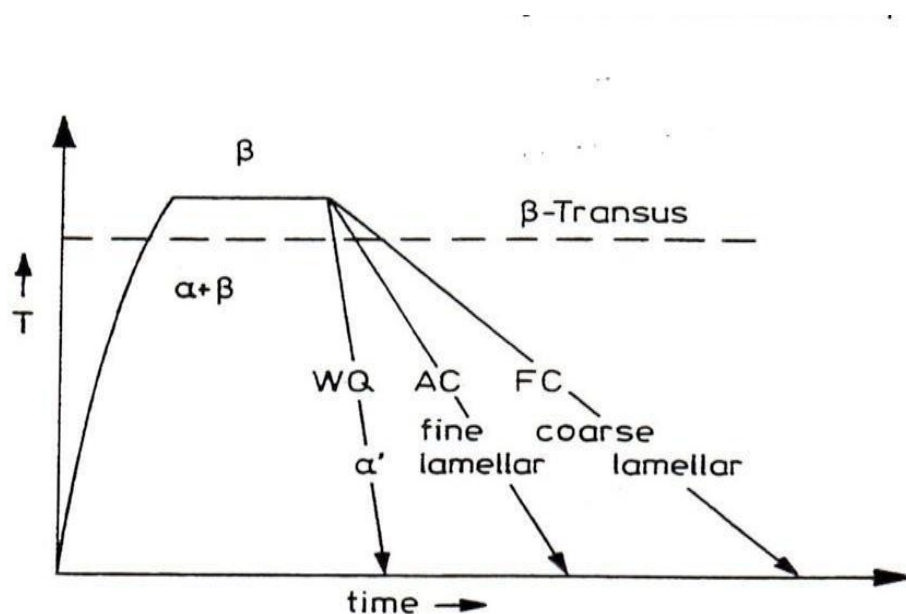


Figura 7 Microstruttura della lega Ti-6Al-4V in funzione della velocità di raffreddamento [5].

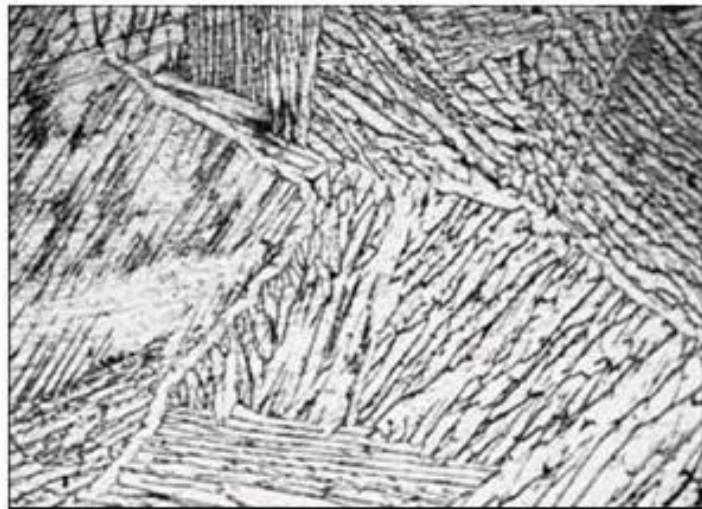


Figura 8 *Struttura α lamellare, con lamelle confinate entro i bordi dei grani β formatisi a seguito del superamento della temperatura di β -transus [6].*

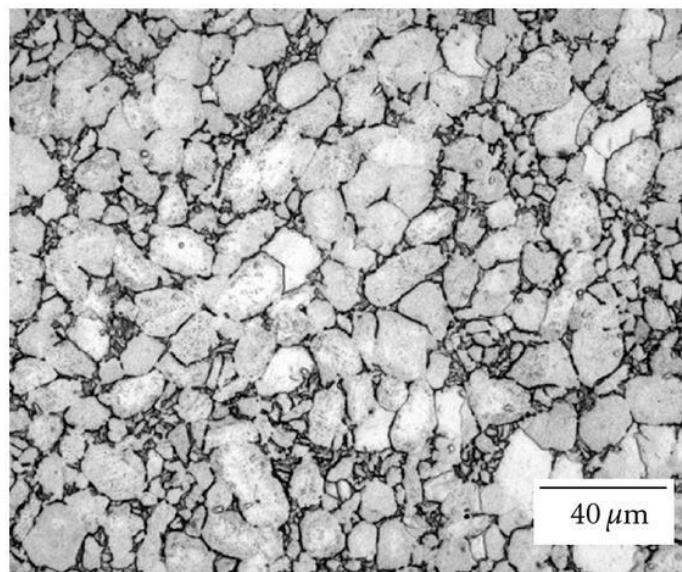


Figura 9 *Microstruttura equiassica grossolana, con grani α di dimensioni pari a circa $20\mu\text{m}$, immersi in una matrice di fase β lamellare [7].*

La microstruttura *equiassica* della fase α (figura 9) si ottiene mediante lavorazioni meccaniche nel campo di fase $\alpha+\beta$ che prevedono riduzioni non inferiori al 75% delle dimensioni di partenza. Successivamente si effettua un trattamento di tempra a 700°C oppure una tempra di ricristallizzazione della durata di quattro ore a 925°C , entrambe seguite da un lento raffreddamento. Si ottiene in tal modo

una struttura grossolana con grani α di dimensioni pari a circa 20 μ m immersi in una matrice di fase β lamellare.

La microstruttura *mista* o *duplex* consta di isolati grani primari α immersi in una matrice trasformata β e si ottiene con una tempra di circa un'ora a 955°C seguita da un'ulteriore tempra in acqua e da un invecchiamento a 600°C. Le dimensioni dei grani α primari sono di circa 15-20 μ m [5].

1.4.3 Proprietà del Ti-6Al-4V

La tabella 3 riporta un confronto diretto tra il titanio puro, la lega in esame Ti-6Al-4V ed i loro diretti competitor. Da una prima osservazione, si nota che le caratteristiche del Ti-6Al-4V quali densità, temperatura di fusione, calore specifico e modulo di Young rimangono invariate o quantomeno molto simili rispetto a quelle del titanio puro. Al contrario, il valore della conducibilità termica si dimezza mentre quello della resistività elettrica triplica. Infine, il coefficiente di espansione termica del Ti-6Al-4V è leggermente inferiore a quello del metallo puro.

	Atomic number	Atomic weight	Density (g/cm ³)	Melting point(°C)	Thermal expansion coefficient (1/°C)	Specific heat (cal/gr/°C)	Thermal conductivity (cal/cm ² /sec/°C/cm)	Electrical resistivity (μW-cm)	Electrical conductivity (%IACS)	Young's modulus (MPa)
Titanium	22	47,90	4,51	1 668	8,4x10 ⁻⁶	0,124	0,041	55	3,1	106 000
Ti-6Al-4V	-	-	4,4	1 650	8,6x10 ⁻⁶	0,138	0,020	175	0,98	110 000
Iron	26	55,85	7,86	1 530	12x10 ⁻⁶	0,11	0,15	9,7	18	206 000
Stainless Steel 18-8 (AISI 304)	-	-	7,93	1 400 1 420	17x10 ⁻⁶	0,12	0,039	72	2,4	200 000
Aluminium	13	26,97	2,7	660	23x10 ⁻⁶	0,21	0,49	2,7	64	69 000
Aluminium Alloy (75S-T6)	-	-	2,8	476 638	23x10 ⁻⁶	0,23	0,29	5,8	30	71 600
Magnesium	12	24,32	1,7	650	25x10 ⁻⁶	0,24	0,38	4,3	40	44 800
Nickel	28	58,69	8,9	1 456	15x10 ⁻⁶	0,11	0,22	9,5	18	206 000
Hastelloy C	-	-	8,9	1 305	11,3x10 ⁻⁶	0,092	0,03	130	1,3	204 600
Copper	29	63,57	8,9	1 083	17x10 ⁻⁶	0,092	0,962	1,724	100	108 000

Tabella 3 Confronto tra le principali caratteristiche del titanio puro, della lega Ti-6Al-4V e dei loro diretti competitor [5].

Rispetto ai valori degli altri metalli riportati in tabella 3, è doveroso sottolineare quanto i livelli di conducibilità termica e di resistività elettrica del Ti-6Al-4V siano rispettivamente il minore ed il maggiore registrati.

In tabella 4 sono riportati i valori delle principali caratteristiche tensili del Ti-6Al-4V valutate a una temperatura di 20°C.

Properties of Ti-6Al-4V Parent Metal	
Properties	20 °C
Tensile strength (MPa)	1030
Yield strength (MPa)	980
Elongation (Pct)	9.8
Reduction in area (Pct)	20
Elastic modulus (GPa)	114

Tabella 4 *Principali proprietà tensili del Ti-6Al-4V a 20°C. (Rodney Boyer, 1994)*

2. La saldatura

La saldatura è un'operazione metallurgica che, sin dai tempi antichi, ha sfruttato la grande plasticità dei materiali metallici e la completa adesione tra essi quando, riscaldati sino al giusto livello di temperatura, vengono compressi fortemente tra loro. Tale operazione è ancora oggi oggetto di studio e perfezionamento tecnologico grazie ai quali si sono sviluppate varie modalità di processo che, con l'ausilio di strumenti opportunamente progettati, rendono possibili l'esecuzione di molti lavori con grande rapidità, precisione e vantaggio economico.

Attualmente l'*American Welding Society* (AWS) definisce la saldatura come "una localizzata coalescenza di metalli o non metalli prodotta attraverso il riscaldamento dei materiali sino alla temperatura utile per la saldatura, con o senza l'applicazione di pressione, con o senza l'applicazione di materiale d'apporto"

Nel presente capitolo affronteremo gli aspetti generali della saldatura ed approfondiremo i tre metodi di saldatura del titanio più diffusi quali: *laser beam welding* (LBW), *friction stir welding* (FSW) e *linear friction welding* (LFW).

2.1 Cenni storici

Fino al XX secolo, l'unica modalità di saldatura del metallo era la *forgiatura* ad opera dei maestri ferrai. Il 1901 è stato testimone di una sua prima evoluzione con l'avvento della saldatura *ossiacetilenica* che prevedeva la fusione dei lembi delle due parti da saldare mediante il calore prodotto dalla combustione di un gas (l'acetilene) con l'ossigeno puro. Il raggiungimento di temperature superiori a quella di fusione del ferro garantiva la perfetta giunzione dei due pezzi senza l'ausilio della martellatura; ciò semplificava notevolmente le operazioni di saldatura e garantiva una maggior semplicità di riproducibilità.

Agli inizi del medesimo secolo si assiste alla nascita ed allo sviluppo dei primi generatori elettrici atti a generare un arco abbastanza potente da procurare la fusione del ferro. I suddetti generatori sono stati dapprima usati per un tipo di saldatura definita ad *elettrodo non protetto*, la cui posizione, nel corso degli anni, è stata completamente scalzata dalla tipologia ad *elettrodo rivestito* che attualmente rimane uno dei procedimenti più diffusi al mondo.

Il 1925 è stato l'anno dell'introduzione del procedimento di saldatura a *resistenza*, oggi ampiamente utilizzato nell'industria delle produzioni in grande scala.

Secondo fonti storiche attendibili, il ponte sul fiume Sludwia Maurzyce, progettato dal professor Bryly nel 1927 e realizzato nel 1929 in prossimità della città di Łowicz (nella Polonia sud orientale), è stata la prima opera strutturale della storia ad essere interamente costituita da elementi saldati. (Rinaldi, 1987)

Un netto salto di qualità nel campo delle saldature si è avuto durante la Seconda Guerra Mondiale, periodo in cui la conoscenza e l'utilizzo di tecnologie avanzate potevano determinare la supremazia a livello mondiale, come è avvenuto negli Stati Uniti con lo sviluppo dei processi a *filo continuo* quali MIG (*metal inert gas*) e TIG (*tungsten inert gas*) che garantivano maggiore qualità e riproducibilità rispetto alla tecnologia ad elettrodo rivestito. Tali processi prevedevano un arco elettrico (che generava il calore necessario a fondere il metallo) e un sistema di protezione del bagno di fusione per mezzo di un gas (che impediva l'eventuale ossidazione del metallo fuso, a seguito del contatto con l'aria, e la conseguente alterazione delle caratteristiche del metallo) [10].

Nel pieno degli anni settanta, sono stati concepiti dei procedimenti definiti ad *energia concentrata* quali *electron beam welding* e *laser beam welding* che avevano il vantaggio di limitare l'estensione della zona interessata dalle operazioni di saldatura. La continua evoluzione delle tecnologie industriali ha consentito di recente la nascita dei processi di saldatura allo *stato solido* quali FSW (*friction stir welding*) ed LFW (*linear friction welding*); entrambi non prevedono la fusione ma solo il riscaldamento del materiale fino a procurarne un rammollimento che consenta agli atomi del reticolo cristallino di diffondersi attraverso la superficie di separazione in modo da realizzare giunti a temperature relativamente basse ed eliminare i problemi e i difetti derivanti dal processo di fusione e dalla successiva solidificazione del metallo.

2.2 Classificazione

L'elevato numero di tipologie di saldatura sviluppatesi fino ad oggi necessita di una classificazione. Una delle più semplici prevede la separazione in due macrotipologie:

- Saldature *Autogene*: il metallo base delle parti disgiunte fonde partecipando alla formazione del giunto, con o senza l'aggiunta di metallo d'apporto;

- Saldature *Eterogene*: non prevedono la fusione del metallo base. Il giunto è composto dal solo metallo d'apporto che differisce da quello base e deve avere un punto di fusione inferiore.

Una più dettagliata classificazione può essere proposta in relazione alle tecniche di saldatura individuando sei raggruppamenti:

- Saldature *Termochimiche*: sfruttano l'energia chimica immagazzinata in varie forme, convertendola in calore. Il processo ha luogo mediante una reazione chimica esotermica (ad es. saldatura ossidrica, ossiacetilenica, ecc.);
- Saldature ad *Arco Elettrico*: il calore necessario viene fornito da un arco voltaico generato tra due elettrodi oppure tra un elettrodo e i lembi da saldare. Il metallo d'apporto è costituito dell'elettrodo stesso o, in alternativa, da un filo metallico a parte. Nel caso sia prevista, la protezione del bagno di fusione può realizzarsi sia mediante opportune sostanze (fuse anch'esse) sia mediante un gas inerte, al fine di impedire il contatto del metallo fuso con l'aria (ad es. saldatura MIG/MAG, TIG, al plasma, ad elettrodo rivestito, ecc.);
- Saldature per *Resistenza*: il calore è generato dalla resistenza elettrica con cui il materiale si oppone alla libera circolazione di corrente tra le parti da saldare. In tale tecnologia, i lembi da saldare sono parte integrante di un circuito elettrico nel quale il calore e la saldatura si sviluppano nel punto di contatto, sfruttando il principio di Joule (ad es. saldatura per resistenza elettrica a punti, a rulli, per scintillio, ecc.);
- Saldature ad *Alta Intensità Energetica*: una sorgente di radiazioni elettromagnetiche ad alta intensità genera il calore necessario alla fusione (ad es. saldatura a fascio elettronico, a fascio laser, ecc.);
- Saldature allo *Stato Solido*: queste tecniche non prevedono temperature abbastanza elevate da fondere il metallo base ma ne provocano il rammollimento. La giunzione avviene mediante deformazione plastica (ottenuta con l'ausilio di pressione) e senza l'introduzione di alcun metallo d'apporto. Sono ideali anche in caso di giunzioni tra materiali differenti seppur chimicamente incompatibili (es. saldatura a freddo, ad ultrasuoni, FSW, LFW, ecc.);
- *Brasatura e Saldobrasatura*: la giunzione è prodotta dalla sola fusione del metallo di apporto. Durante le fasi di processo, i materiali di base raggiungono una temperatura sufficiente per determinare un legame metallurgico, ma non abbastanza elevata da provocarne la fusione.

2.3 Saldatura del titanio

I metodi per fusione del metallo base e quelli per attrito sono i più diffusi per effettuare saldature sul titanio: l'elevata reattività delle leghe di titanio richiede speciali procedure in termini di protezione del bagno di fusione (e della fase solida, in caso di prolungata esposizione all'aria). Solo una parte delle leghe di titanio si presta facilmente all'ottenimento di saldature qualitativamente accettabili, pertanto gli elementi che appartengono a tale categoria sono definiti "saldabili". Quanto detto deriva sia dal fatto che la zona saldata non mantiene le proprietà caratteristiche del metallo base, sia dal fatto che alcune delle leghe più resistenti contengono elementi alliganti eutettici che peggiorano le caratteristiche di solidificazione, l'integrità e le proprietà delle saldature [1].

2.3.1 Laser beam welding

Probabilmente è quella che offre i risultati migliori tra le tipologie di saldatura per fusione riguardanti le leghe di titanio. L'ultimo decennio è testimone di una continua evoluzione della tecnologia di saldatura laser sia nel campo dell'industria pesante sia in quello dell'industria di precisione (es. protesi odontoiatriche) [11].

Il procedimento LBW utilizza l'energia cinetica immagazzinata nei fotoni per fondere il metallo base e creare la saldatura. Il moto relativo che si instaura tra fascio laser e lembi da saldare, provoca l'innalzamento della temperatura fino alla fusione. Quando il laser si allontana, il materiale fuso raffredda per conduzione e si solidifica rapidamente generando il cordone di saldatura. Le fasi di saldatura prevedono l'ausilio di un flusso di gas che evita il contatto della zona fusa con l'aria.

Le qualità principali sono:

- *Focalizzabilità del fascio*: qualità principalmente legata alle proprietà di monocromaticità e bassa divergenza che permettono l'ottenimento di una ridotta dimensione trasversale del fascio nella zona del fuoco;
- *Efficienza di interazione*: il laser interagisce con la materia grazie all'azione che il campo elettromagnetico esercita sulle particelle dotate di carica (elettroni). A causa della natura ondulatoria delle radiazioni elettromagnetiche, gli atomi del materiale esposto al fascio laser

vengono messi in vibrazione provocando un innalzamento della temperatura nella zona irradiata.

Certamente la tecnologia LBW non è esente da difetti. Quelli di maggior rilievo sono:

- *Eccesso di sovrametallo*: introduce un effetto d'intaglio che riduce la resistenza del giunto in condizioni particolari quali urti o carichi affaticanti. È legato ad una scorretta procedura di distribuzione delle passate (in caso di saldatura manuale) oppure al mancato rispetto delle specifiche di saldatura (in caso di sistemi automatizzati);
- *Irregolarità superficiale*: è da imputarsi ad una scarsa abilità da parte del saldatore oppure alla velocità di passata (eccessiva o troppo lenta);
- *Underfill*: condizione nella quale il solco generato dalla saldatura, sia nella superficie saldata superiore che in quella inferiore, si trova al di sotto del livello superficiale del materiale base adiacente; [12].
- *Spruzzi*: sono depositi di metallo che, dopo la fusione, si sono solidificati sulla superficie del pezzo nei pressi del cordone di saldatura;
- *Costi*: risultano elevati i costi necessari per l'acquisto, la gestione, la manutenzione delle delicate apparecchiature e la formazione della manodopera altamente specializzata di cui questa tecnologia abbisogna.

2.3.2 Friction stir welding

Insieme alla LFW, è una delle tecniche di saldatura allo stato solido maggiormente utilizzate per la giunzione di elementi in lega di titanio.

Il principio di funzionamento si basa su un utensile rotante con un'apposita forma, sia della punta (*pin*) sia della spalla (*shoulder*), che viene inserito tra i lembi delle parti da saldare e fatto traslare lungo il bordo di giunzione creando la saldatura. In tal modo esso esercita sul metallo tre funzioni: scalda il metallo fino al rammollimento; mette in movimento il materiale per creare la saldatura; evita, grazie alla forma dello *shoulder*, che il metallo caldo fuoriesca dalla zona di giunzione.

L'aumento di temperatura è legato sia all'attrito generato dalla rotazione di pin e shoulder (messi a contatto diretto col metallo) sia dalle deformazioni plastiche prodotte. In tal modo si giunge al rammollimento del materiale che, in combinazione con la rotazione e la traslazione, si sposta dal fronte al retro del pin riempiendo continuamente il vuoto che si crea nella scia dell'utensile.

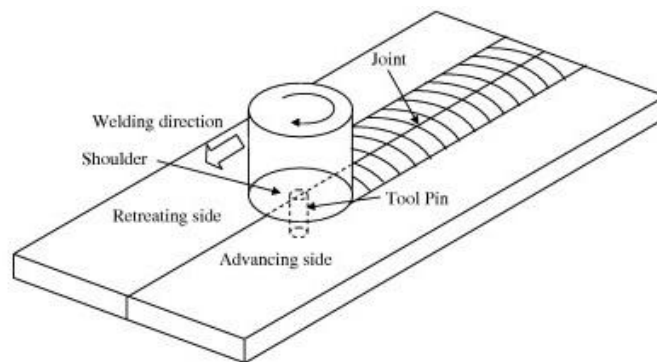


Figura 10 Rappresentazione esplicativa dell'utensile rotante e del suo utilizzo.

La velocità di traslazione, la velocità di rotazione, la pressione verticale, l'angolo di inclinazione dell'utensile e il suo design sono le principali variabili attraverso le quali si controlla il processo FSW [14].

I vantaggi per i quali la FSW si contraddistingue sono quelli comuni a qualsiasi processo di saldatura allo stato solido:

- *Materiali processabili*: la FSW è applicabile ad un numero di materiali maggiore rispetto a quello per cui i convenzionali metodi di saldatura per fusione garantiscono ottimi risultati.
- *Spessori ottenibili*: sfruttando due utensili contemporaneamente, è possibile saldare pezzi con spessore fino a circa 100 mm;
- *Gestione semplificata*: rispetto alle tecnologie di saldatura per fusione, non vi è necessità né di metallo d'apporto né di gas per la protezione.

I difetti che caratterizzano maggiormente questa tecnologia di saldatura sono:

- *Wormhole*: è dovuto alla distribuzione non uniforme di materiale al di sotto della zona weld e dipende da un errato valore del rapporto *travel speed/rotational speed* impostato per il processo di saldatura; [15]
- *Campo di temperature disomogeneo*: è legato alla azione asimmetrica del pin rispetto alla linea di giunzione e provoca difetti superficiali; [16]
- *Ristrette geometrie*: le tipologie di giunti realizzabili sono molto limitate;
- *Foro*: al termine del processo di saldatura, è inevitabile che la rimozione dell'utensile rotante lasci un foro delle stesse dimensioni del pin sulla superficie saldata;
- *Costi*: nonostante la FSW sia tecnologicamente più semplice rispetto ai metodi di saldatura convenzionali per fusione, resta notevole il costo delle apparecchiature, degli utensili e della manutenzione al fine di rendere sempre massimo il livello di efficienza.

2.3.3 Linear friction welding

La *linear friction welding* rientra nella categoria delle tecniche di saldatura allo stato solido. Essa sfrutta il calore generato dal moto relativo dei componenti e la forza di compressione esercitata su essi, per creare una giunzione. Attrito e sollecitazione termica sono i principali artefici del rammollimento e della continua plasticizzazione della zona di interfaccia tra i due pezzi da saldare; a seguito della forza di forgiatura applicata, l'interfaccia di giunzione è caratterizzata da un cordone centrale di saldatura (*weld zone*) e, in prossimità di quest'ultimo, da una limitata zona termo-meccanicamente alterata (*TMAZ*) [17]. La saldatura LFW avviene in quattro fasi distinte: la fase iniziale, la fase di transizione, la fase di equilibrio e la fase di decelerazione.

La fase *iniziale* prevede che i due componenti siano posti a contatto sotto leggera pressione e che uno di essi si muova di moto rettilineo alternato, generando calore e tensioni superficiali.

Per raggiungere un adeguato livello di plasticizzazione all'interfaccia, il moto alternativo deve generare sufficiente calore al fine di superare le perdite per conduzione (che avvengono nelle zone di metallo base lontane dalla zona di contatto) e le perdite per irraggiamento e convezione (che avvengono verso l'ambiente). Durante la fase di *transizione*, parte del materiale viene espulso dall'interfaccia sottoforma di "flash" (lamine metalliche molto sottili) mentre lo strato rammollito tra i due pezzi si deforma plasticamente a causa dell'alto carico assiale. In questa fase la TMAZ inizia a diffondersi verso il materiale base, a partire dalla zona di contatto. La fase di *equilibrio* comporta un accorciamento assiale significativo poiché parte del materiale è stato espulso nel passaggio precedente. La TMAZ continua a

progredire durante la fase di equilibrio dato che il calore si trasmette lontano dalla zona di interfaccia. La fase di *decelerazione* prevede un rapido arresto del moto relativo e l'applicazione di una pressione di forgiatura per consolidare la saldatura [18].

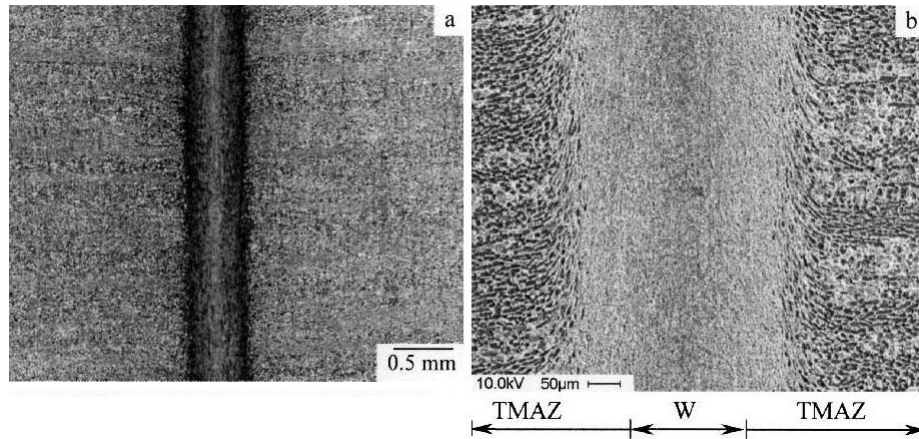


Figura 11 Immagine al microscopio ottico (a) ed al SEM (b) della zona di giunzione in un campione di Ti-6Al-4V saldato con tecnica linear friction welding [18].

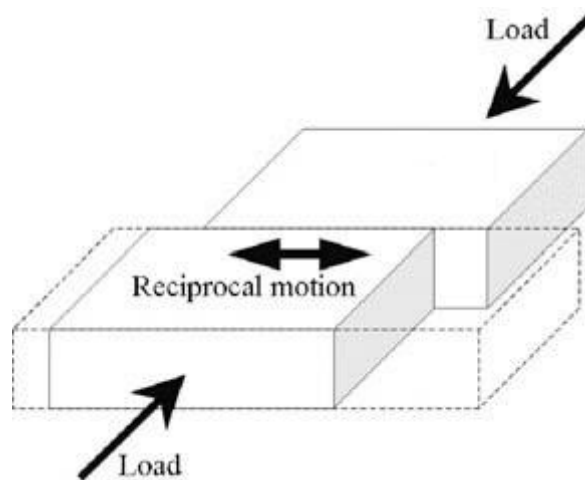


Figura 12 Illustrazione schematica del processo di linear friction welding [19].

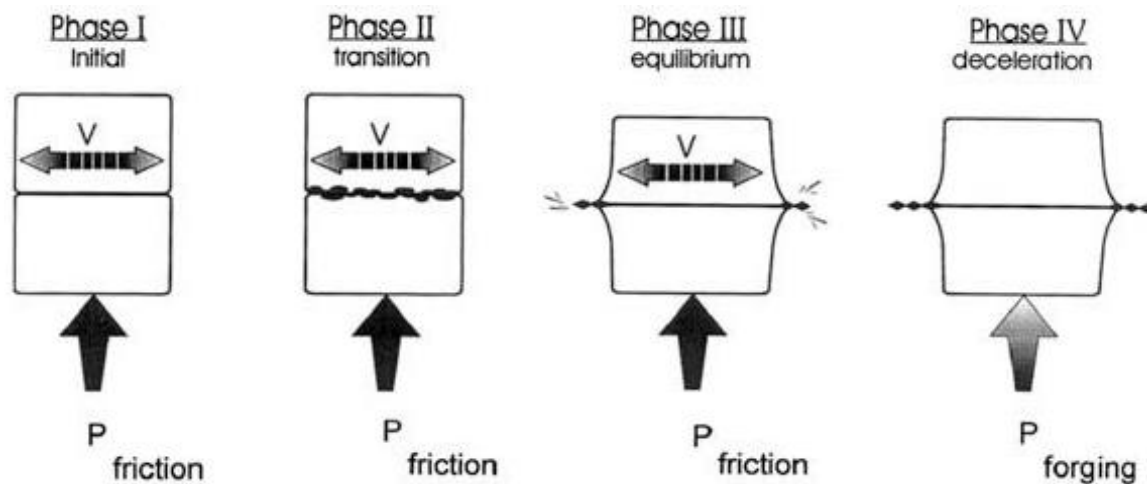


Figura 13 Le quattro fasi che caratterizzano la linear friction welding: iniziale, transizione, equilibrio e decelerazione [19]

Anche se disponibile da circa 20 anni, la LFW ha trovato applicazione industriale quasi esclusivamente nella produzione di motori per aeromobili, rivelandosi la tecnologia ideale per saldare le pale ai dischi delle turbine; in questo caso l'alto valore aggiunto ai componenti giustifica il costo delle apparecchiature di cui necessita tale sistema di saldatura [19].

Come già anticipato, l'interfaccia di giunzione creatasi al termine del processo LFW è caratterizzata da due zone: *weld zone* e *TMAZ*.

Per quanto concerne semilavorati in lega di titanio di tipo Ti-6Al-4V, la microstruttura della zona *weld* (figura 14) si presenta tipicamente con lamelle molto sottili ($<10\mu\text{m}$) confinate entro i bordi dei grani β [17]; ciò indica che la struttura (duramente deformata) si è dinamicamente ricristallizzata durante la LFW, a seguito di una breve esposizione a temperature superiori a quella di β -transus. Prove sperimentali hanno stabilito che questa porzione di saldatura è caratterizzata da proprietà meccaniche superiori in termini di durezza che raggiunge valori di circa 450-500 HV (chiaramente correlati alla microstruttura a grana fine) [20].

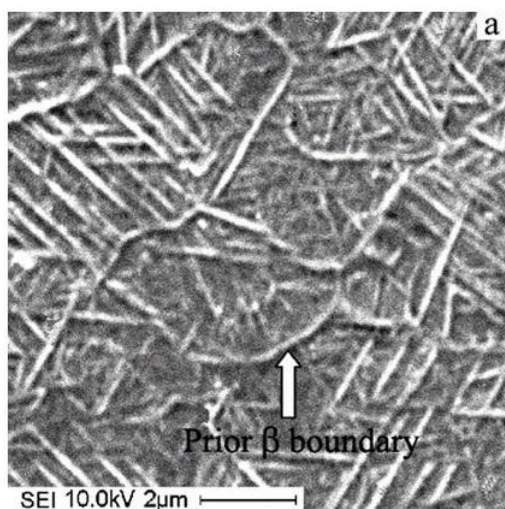


Figura 14 Immagine al SEM della microstruttura riscontrata nella regione centrale del weld di una lega TI-6Al-4V processata mediante linear friction welding. Risulta evidente la struttura dei bordi dei grani beta trasformati [17].

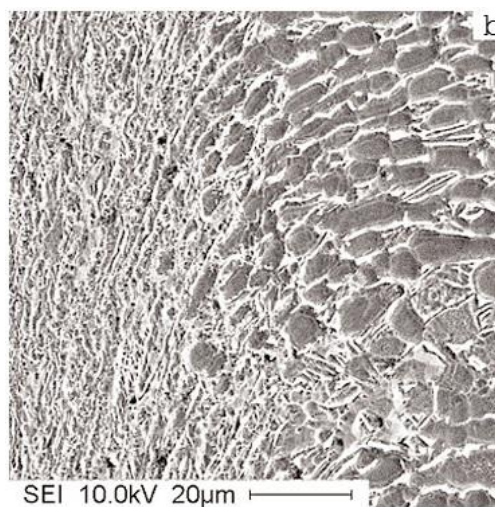


Figura 15 Immagine al SEM della microstruttura riscontrata nella TMAZ. Si notano i grani della originaria struttura $\alpha+\beta$, deformati e riorientati [17].

La regione compresa tra la zona weld e il metallo base (TMAZ: zona termo-meccanicamente alterata) consta di una microstruttura di tipo $\alpha+\beta$ (figura 15) notevolmente alterata, con grani allungati e riorientati a causa del riscaldamento e della pressione subiti durante le fasi di saldatura [17].

Rispetto ai valori delle proprietà meccaniche caratterizzanti il metallo base (tabella 4), si registra un'alterazione delle suddette a seguito della saldatura LFW. Nella figura 16 si riportano gli andamenti delle proprietà meccaniche tensili quali *Ultimate tensile stress* (UTS), *Yield strength* (YS), *Allungamento totale* (TE) ed *Allungamento uniforme* (UE) analizzate in relazione ai valori di frequenza, ampiezza, pressione e accorciamento impostati per la saldatura di semilavorati in lega di titanio TI-6Al-4V mediante tecnica LFW.

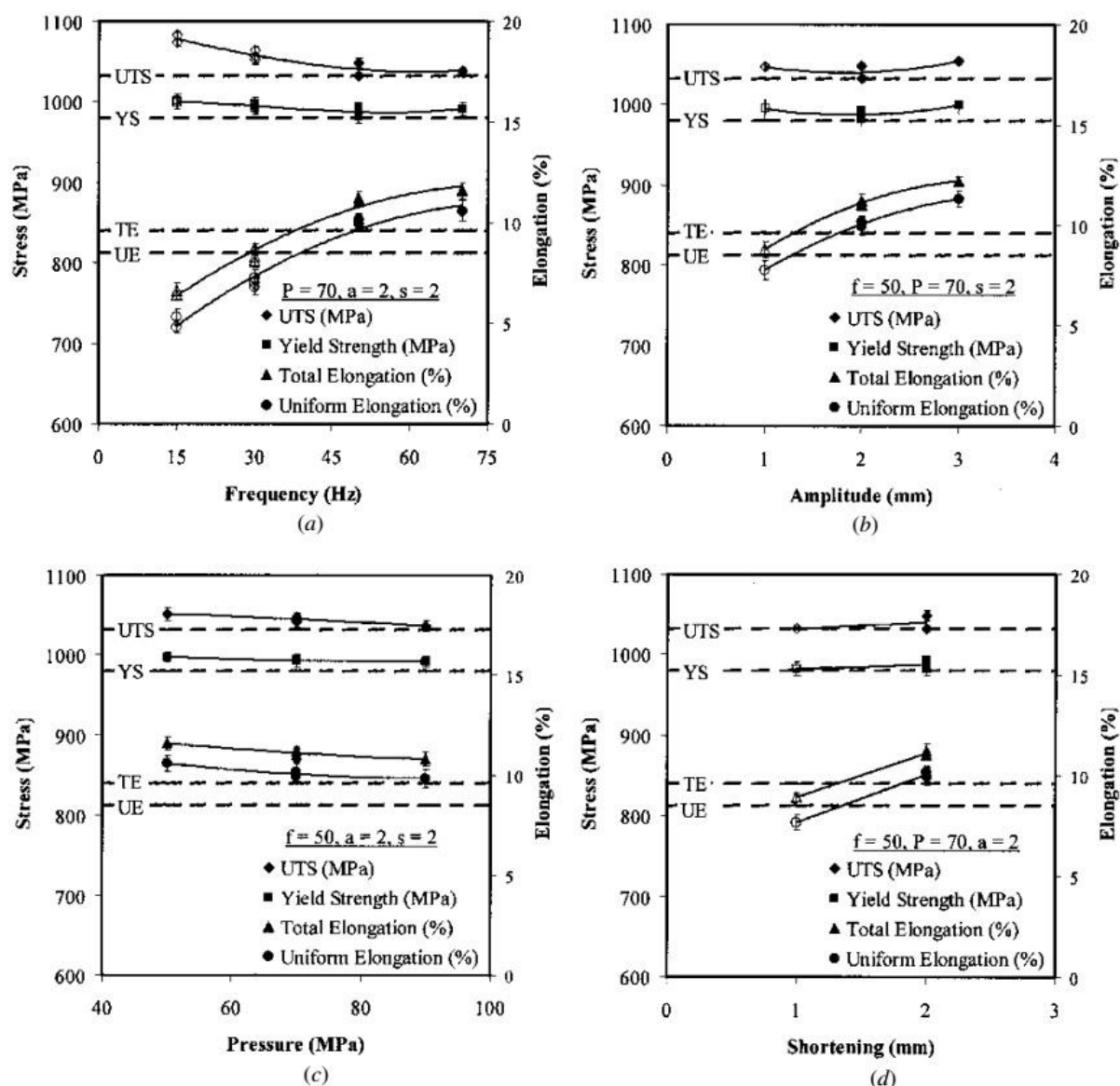


Figura 16 Proprietà tensili rispetto ai parametri di processo della saldatura LFW: (a) frequenza di oscillazione, (b) ampiezza di oscillazione, (c) pressione di contatto, (d) accorciamento assiale. I marcatori vuoti e pieni indicano rispettivamente condizioni non saldate e saldate [17].

Tra i quattro parametri di processo che contraddistinguono la LFW, frequenza e ampiezza sono quelli che hanno l'impatto maggiore sulla qualità della saldatura, sulla durezza, sulla larghezza delle regioni weld e TMAZ, e sulle dimensioni finali del pezzo processato [17].

La LFW offre una serie di vantaggi rispetto ai convenzionali processi di saldatura per fusione:

- **Qualità:** qualità e capacità di giunzione risultano notevoli nonostante la totale assenza di processi di fusione e risolidificazione;

- *Localizzazione*: lo spessore della TMAZ risulta ristretto a causa di una localizzazione molto marcata del calore generato in fase di processo;
- *Tipologia di materiali*: la LFW è la tecnica ideale per materiali difficili da saldare con metodi convenzionali. Rende inoltre possibile la giunzione di leghe metalliche di diversa gradazione, come nel caso di quei motori aeronautici che prevedono palettature costituite da leghe con proprietà eccellenti per alte temperature e high-cycle fatigue, e dischi composti da leghe con proprietà altrettanto eccellenti rispetto alla low-cycle fatigue;
- *Finitura*: si rilevano buone proprietà meccaniche e bassa distorsione complessiva del cordone di saldatura;
- *Risparmio energetico*: non è necessario l'uso di fonti di calore esterne ed inoltre le velocità di moto relativo sono basse;
- *Sicurezza*: totale assenza di sostanze tossiche volatili, fumi o spruzzi di materiale fuso;
- *Automazione*: la semplicità del processo rende disponibile ampie possibilità di automazione;
- *Ecocompatibilità*: la totale assenza di sostanze volatili, la semplicità di processo e le basse energie necessarie minimizzano l'impatto ambientale [20].

Tuttavia, alcuni degli svantaggi più evidenti sono:

- *Flash*: il processo LFW produce sfrido sottoforma di materiale espulso dalla zona di giunzione che si solidifica in sottili lamine metalliche. La rimozione richiede costose operazioni di rifinitura;
- *Capacità idraulica*: tale tecnologia abbisogna di complesse e potenti presse idrauliche;
- *Costo*: a fronte dei bassi costi di manutenzione, gli investimenti per l'acquisto delle attrezzature necessarie risultano elevati; [20]
- *Cricche*: fondamentale è il controllo microstrutturale della TMAZ che, presentando grani orientati parallelamente alla linea di giunzione, favorisce la propagazione di eventuali cricche; ciò non accade nella zona weld dove non esiste un'orientazione microstrutturale preferenziale; [4]



Figura 17 Esempio di palettatura saldata su disco mediante tecnica di linear friction welding (Courtesy of MTU Aero Engines).

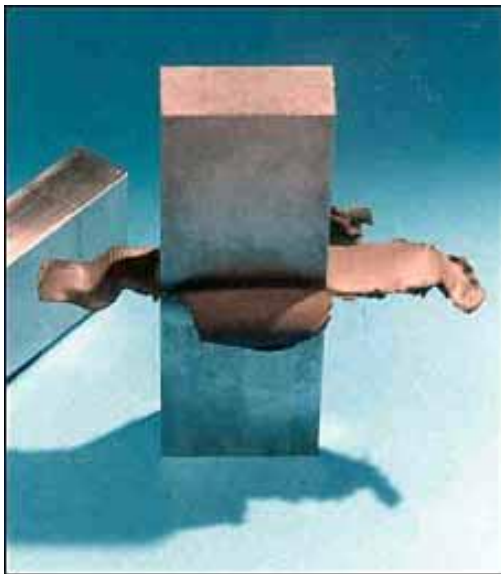


Figura 18 Prodotto finale delle operazioni di saldatura LFW. Evidente è la presenza di flash che richiede opportune operazioni di rifinitura per essere eliminato [21].

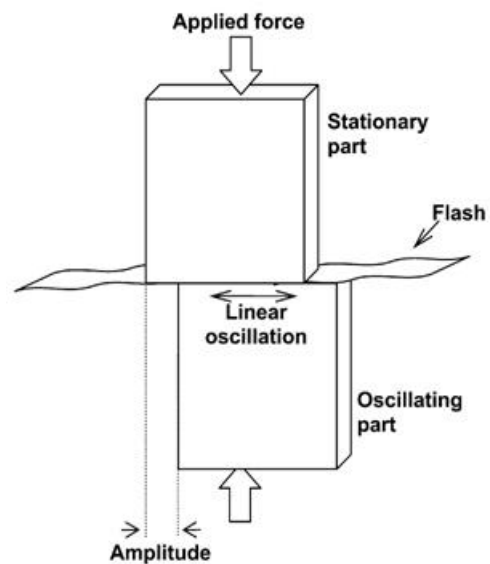


Figura 19 Schematizzazione del processo di saldatura LFW. Il pezzo superiore è tenuto fermo mentre quello inferiore si muove di moto rettilineo alternato [21].

3. Analisi dei provini saldati

3.1 Piano sperimentale

La fase sperimentale è stata realizzata all'Università degli studi di Palermo con cui il D. I. C. M. A. P. I. collabora per alcuni progetti. I ricercatori dell'Università di Palermo hanno realizzato la saldatura di vari provini mediante la macchina per la LFW di cui dispongono.

I provini saldati sono stati inviati al D. I. C. M. A. P. I. dell'Università Federico II di Napoli per la caratterizzazione. La macchina utilizzata dispone di un range di pressione di interfaccia variabile tra i 40 e i 150 MPa, di frequenza variabile tra i 20 e i 60 Hz ed un'ampiezza di oscillazione costante al valore di 3 mm.

La caratterizzazione microstrutturale è stata svolta con un piano sperimentale replicato due volte su un set di nove provini, di Ti-6Al-4V, saldati mediante LFW. Nel piano sperimentale, di tipo 3x3, vengono fatti variare i parametri di frequenza e pressione imposta per ultimare il processo di giunzione. Nella tabella 5 si riporta la nomenclatura dei provini associati ai parametri di lavorazione utilizzati. I dati relativi al set di provini sono stati resi disponibili dall'Università degli studi di Palermo che ha provveduto alla lavorazione ed alla fornitura degli stessi.

Nome del provino	Parametri di processo	
	Frequenza (Hz)	Pressione (MPa)
30	29	30
58	29	40
65	29	50
21	36	30
9	36	40
73	36	50
81	45	30
32	45	40
28	45	50

Tabella 5 *Nomenclatura e parametri di processo.*

3.2 Fasi del lavoro

La caratterizzazione microstrutturale si sviluppa in più fasi, come di seguito illustrato:

1. Preparazione dei singoli provini
2. Prove di microdurezza Vickers
3. Analisi e macrografie al microscopio ottico
4. Micrografie al SEM

3.2.1 Preparazione dei singoli provini

I provini sono pervenuti ancora provvisti di talloni di afferraggio che risultano fondamentali in fase di saldatura di semilavorati di piccole dimensioni, in quanto garantiscono una presa ottimale degli elementi da saldare ad opera dell'utensile saldante. Si è provveduto all'eliminazione dei talloni mediante

troncatrice metallografica, dotata di opportuna mola per titanio in carburo di silicio (tipo CA-60-K) e raffreddamento ad acqua. In figura 20 si riportano le caratteristiche dell'utensile protagonista delle suddette operazioni.



Marca: Remet

Serie: TR

Diametro mola (mm): 200

Potenza motore (kW): 1,1

Capacità vasca (l): 20

Alimentazione (V): 380

Peso (kg): 100

Dimensioni (mm):

L 800

P 910

H 590

Figura 20 *Troncatrice metallografica*

Dopo le fasi di taglio si è passati ai processi di sgrossatura e rifinitura dei bordi di saldatura mediante levigatrice a nastro, in modo da eliminare sbavature e lingue metalliche tipiche del processo LFW (flash).

Una volta ottenute superfici macroscopicamente regolari, si è nuovamente utilizzata la troncatrice metallografica per sezionare i provini al fine di analizzare le superfici ortogonale e parallela alla direzione di saldatura. Successivamente si è attuato il processo di inglobamento a caldo ad opera di una inglobatrice automatica ad azionamento pneumatico le cui caratteristiche sono riportate in figura 21.



Marca: Remet

Modello: Evolution

Diametro inglobamento (mm): 40

Temperatura max di inglobamento (°C): 200

Tempo max di inglobamento (min): 99

Potenza (kW): 0,65

Alimentazione (V): 220

Peso (kg): 25

Dimensioni (mm):

L 220

P 480

H 680

Figura 21 Inglobatrice a caldo

Per la corretta esecuzione dell'inglobamento a caldo, è necessario innanzitutto applicare un sottile strato di distaccante (cera) per evitare difficoltà durante la rimozione del cilindretto di resina contenente il campione. Successivamente, si posiziona il campione sul pistone, che viene portato al punto morto inferiore, facendo sì che all'interno del cilindro si possa versare una quantità di resina tale da assicurare il corretto ricoprimento del campione. Una volta chiusa l'inglobatrice, il pistone viene posto in compressione e si procede con la sinterizzazione vera e propria. I campioni estratti dall'inglobatrice sono pronti per la fase successiva, ovvero la rifinitura a specchio delle superfici da osservare mediante lappatrice automatica le cui specifiche tecniche sono riportate in figura 22.



Marca: Struers

Modello: TegraPol-11

Velocità di rotazione (giri/min): 150/300

Dimensione del disco (mm): 200

Figura 22 *Lappatrice automatica*

I passaggi necessari per la rifinitura a specchio sono tre:

- Pulitura
- Lappatura
- Lucidatura a specchio

Per poter procedere alla rifinitura a specchio, è necessario fissare i provini negli appositi alloggiamenti presenti in un supporto che sarà messo in rotazione una volta montato al braccio superiore della macchina. Sul piatto rotante, situato nel corpo della macchina, verrà posizionato, di volta in volta, un disco adeguato ad ogni singola fase prevista. Dopo aver abbassato il braccio, la lappatrice può essere azionata. La pulitura consiste in un passaggio che prevede una durata di 5 min a 300 rpm, un carico applicato di 25 N, la collocazione sul disco di carta abrasiva a grana fine (P320) e la presenza di acqua corrente per evitare surriscaldamenti e favorire la rimozione del materiale asportato.

Rispettando le medesime impostazioni di durata, velocità e carico applicato, la lappatura prevede l'utilizzo di un disco di panno vellutato sul quale viene dispersa una soluzione diamantata con dimensioni della granulometria pari a $9\text{ }\mu\text{m}$, senza l'ausilio di acqua corrente.

Per la lucidatura a specchio, si osservano le impostazioni di durata, velocità e carico applicato utilizzate nei passaggi precedenti ma questa fase finale prevede un differente disco di panno vellutato, una sospensione colloidale di silice con granulometria $0,05\text{ }\mu\text{m}$ e l'assenza di acqua.

Per ultimare la preparazione dei provini, si è effettuato un bagno ultrasonico prima in acqua distillata per quindici minuti poi in acetone per altrettanti minuti al fine di eliminare i residui delle fasi di lappatura e lucidatura. Il risultato finale delle operazioni è mostrato nella figura 23.

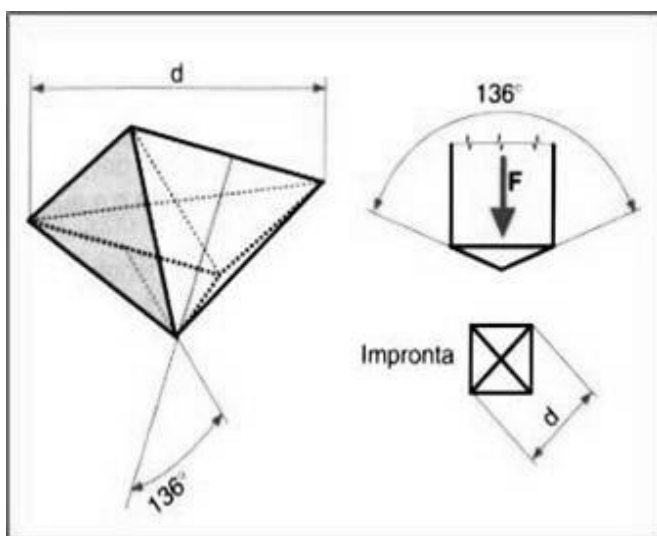


Figura 23 Prodotto finale della fase di preparazione. A sinistra è visibile la sezione ortogonale al piano di saldatura, a destra quella parallela.

3.2.2 Prove di microdurezza Vickers

Su ogni campione del set a nostra disposizione si sono effettuate delle prove di microdurezza Vickers secondo la normativa UNI EN ISO 6507. Si è utilizzato un microdurometro con indentatore di diamante avente geometria piramidale a base quadrata con angolo al vertice di 136° . La prova prevede una serie di impronte in direzione ortogonale al piano di saldatura rispettando le distanze previste dalla normativa, ovvero la distanza tra i centri delle impronte e tra il centro delle impronte e il bordo del provino deve essere minimo quattro volte la diagonale media dell'impronta. Qualora due impronte

adiacenti abbiano diagonali diverse, la distanza deve essere rilevata considerando la diagonale media dell'impronta più grande. Inoltre sono stati modificati i carichi in funzione della struttura del materiale in modo da annullare l'influenza delle dimensioni dei grani sull'impronta. Si è proseguito pertanto con la misurazione della durezza Vickers valutando le diagonali di ogni impronta ed applicando, come previsto dalla norma, la formula riportata in figura 24 dove F, S e d indicano rispettivamente il valore di forza applicato espresso in Newton, la superficie dell'impronta e il valor medio delle diagonali [22].



$$HV = 0.102 \cdot \frac{F}{S} = 0.1891 \cdot \frac{F}{d^2}$$

Figura 24 Indentatore Vickers

3.2.3 Analisi e macrografie al microscopio ottico

Grazie all'osservazione con il microscopio ottico, previo attacco acido dei campioni mediante una soluzione di acido fluoridrico (HF), è stata possibile la caratterizzazione dei singoli provini con ingrandimenti compresi tra 50x e 500x. In tal modo si sono valutate le differenze macrografiche che hanno permesso una prima stima ed un primo confronto tra le varie tipologie di saldatura.

3.2.4 Micrografie al SEM

Grazie al SEM (*Scanning Electron Microscope*), è stato possibile analizzare i provini con livelli di ingrandimento impensabili per un microscopio convenzionale. Il microscopio elettronico a scansione utilizza un fascio di elettroni per formare l'immagine della superficie di un oggetto; esso trova ampia applicazione in metallurgia, geologia, elettronica, medicina e biologia.

In figura 25 si riportano le specifiche del dispositivo SEM utilizzato per il presente studio e collocato presso i laboratori del Dipartimento di Ingegneria Chimica, dei Materiali e della Produzione Industriale, Scuola Politecnica e delle Scienze di Base, sede di piazzale Tecchio, Napoli.



Marca: Hitachi
Modello TM 3000
Ingrandimento 15-30000x
Zoom digitale: 2x – 4x
Dimensioni (mm):
L 330
P 606
H 565

Figura 25 SEM

Lo strumento è costituito da una colonna sottovuoto; ad un estremo di quest'ultima vi è un emettitore di elettroni (generalmente un catodo di tungsteno, W, o di esaboruro di lantanio, LaB6) i quali sono accelerati contro un anodo presente all'altra estremità. Il fascio elettronico collima attraverso una serie di lenti magnetiche che ne restringono il diametro fino a 0,5 – 5 nm. A queste fanno seguito altre lenti magnetiche che deflettono il fascio in modo da permettergli di intercettare il campione secondo una piccola area rettangolare e che lo muovono sia in senso orizzontale sia in senso verticale su tutta la superficie esaminata. Un opportuno software somma le registrazioni sequenziali di queste piccole aree rendendo disponibile in output (su uno schermo) l'immagine completa della zona sotto esame. È importante ricordare che, per l'osservazione del campione, è necessario creare il vuoto all'interno del microscopio per ridurre l'interazione tra elettroni e molecole di gas. Per campioni metallici, conduttori di elettricità, lo studio si presenta più agevole rispetto al caso in cui i campioni sono non conduttori; ciò si deve al fatto che il flusso di elettroni tra anodo e catodo non è ostacolato, in tal modo sono ridotti al minimo gli inconvenienti dovuti all'accumulo di cariche. Inoltre, essendo buoni conduttori di calore, la degradazione termica è minima. Nel caso di campioni non conduttori, per ottenere immagini al SEM,

bisogna rivestire la superficie del campione di un sottile film metallico, prodotto per sputtering o per evaporazione sottovuoto.

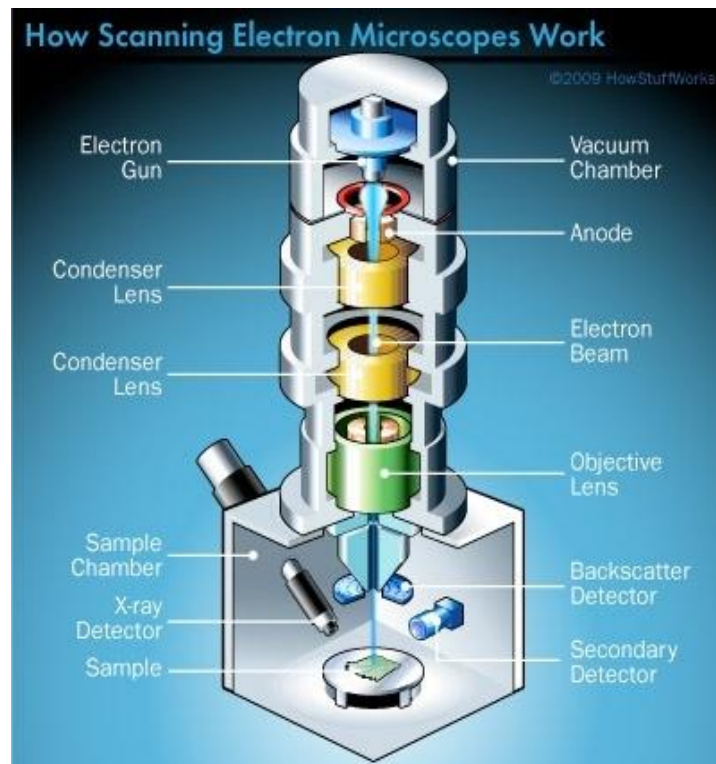


Figura 26 Schema di funzionamento del SEM.

4. Risultati dell'analisi microstrutturale

In questo capitolo verranno illustrati e commentati i risultati sperimentali ottenuti dalle prove di caratterizzazione, in particolare esporremo le caratteristiche peculiari riscontrate dall'osservazione dei diversi campioni. In prima analisi ci soffermeremo sulle osservazioni macroscopiche che ci daranno dei primi indizi fondamentali sulla qualità della saldatura e sull'influenza che i parametri di processo esercitano su di essa.

Il secondo passaggio evidenzierà le variazioni delle caratteristiche micromeccaniche riscontrate con l'ausilio del microdurometro.

La terza ed ultima fase riguarderà le osservazioni micrografiche, ottenute con l'ausilio del SEM, che ci daranno un'immagine completa ed approfondita della natura, della geometria, della disposizione e dell'orientazione dei grani evidenziando i punti di forza o debolezza del manufatto finale.

Per un più rapido riferimento, la nomenclatura utilizzata d'ora in avanti sarà del tipo $A_{(f-p)}$, dove A indica la denominazione del campione, f il valore della frequenza e p quello della pressione di processo.

4.1 Macrografie

Dall'analisi macrografica, è possibile rilevare l'estensione e la differenza di granulometria nelle diverse zone. Dalle osservazioni sperimentali, si è potuto notare che tra i due parametri di processo, frequenza e pressione, il primo influisce maggiormente sulla qualità della saldatura rispetto al secondo. Per tali motivi si è deciso di procedere con lo studio di tre raggruppamenti che sono rappresentativi delle lavorazioni effettuate a bassa, media ed alta frequenza rispettivamente 29 Hz, 36 Hz e 45 Hz.

4.1.1 Campioni processati a bassa frequenza

Come si evince dalla tabella 5 riportata nel paragrafo 3.1, i campioni ricavati dai provini saldati a bassa frequenza sono identificati dai numeri 30₍₂₉₋₃₀₎, 58₍₂₉₋₄₀₎ e 65₍₂₉₋₅₀₎ per i quali le pressioni di processo sono in ordine 30 MPa, 40 MPa e 50 MPa.

Partendo dal campione 30₍₂₉₋₃₀₎ (figura 27-28), si evidenziano ampie soluzioni di continuità che sono un chiaro sintomo dell'inadeguatezza dei valori assegnati alle variabili di processo. Nello specifico, possiamo notare solo ristrettissime zone effettivamente saldate (weld) che sono caratterizzate da un'elevata variabilità dello spessore ed entro le quali si individuano delle strutture globulari organizzate in senso circolare dovute alla presenza di ossidi ed impurità. Procedendo lungo la direzione ortogonale al piano di saldatura, troviamo una sottile zona termomeccanicamente alterata (tmaz), caratterizzata anch'essa da elevata variabilità dello spessore. Proseguendo nello stesso verso, si perviene al metallo base (bulk) che in tal caso è la lega Ti-6Al-4V.

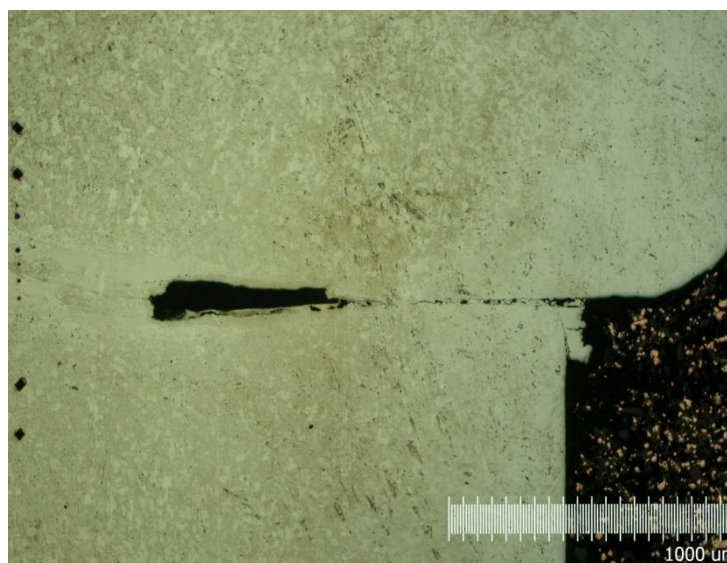


Figura 27 Campione 30₍₂₉₋₃₀₎ processato a 29 Hz e 30 MPa, caratterizzato dalla presenza di ampie soluzioni di continuità intervallate da zone weld in cui si rileva la presenza di ossidi e impurità.



Figura 28 Campione 30₍₂₉₋₃₀₎, particolare della zona weld in cui si notano strutture globulari organizzate in senso circolare attribuibili alla presenza di ossidi e impurità.

Il provino 58₍₂₉₋₄₀₎ (figura 29), il cui processo di saldatura differisce da quello del provino 30₍₂₉₋₃₀₎ per il solo valore di pressione (che passa da 30 a 40 MPa), si presenta con un fronte di giunzione del tutto simile a quello precedentemente analizzato; anche in tal caso, infatti, vi sono ampie soluzioni di continuità intervallate da zone weld ancora interessate dalla presenza di strutture globulari (ossidi e impurità). La tmaz risulta più evidente sottolineando la sua dipendenza dai valori di pressione.

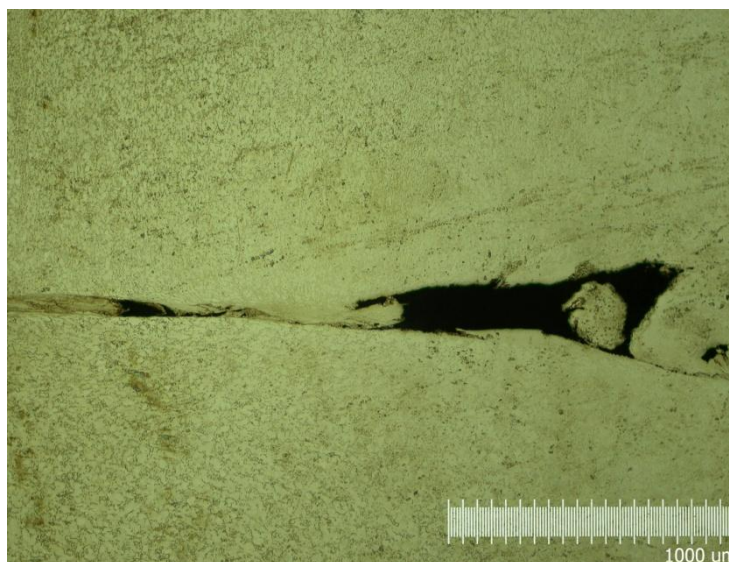


Figura 29 Campione 58₍₂₉₋₄₀₎ processato a 29 HZ e 40 MPa. Particolare di una soluzione di continuità.

Per quanto riguarda il provino 65₍₂₉₋₅₀₎ (figura 30), la zona weld risulta meno interessata dalla presenza di agglomerati globulari mentre la tmaz presenta uno spessore di maggior rilievo, certamente attribuibile all'aumento di pressione. Rispetto ai provini processati alla stessa frequenza, risulta nettamente distinguibile la stratificazione composta da weld, tmaz e bulk.

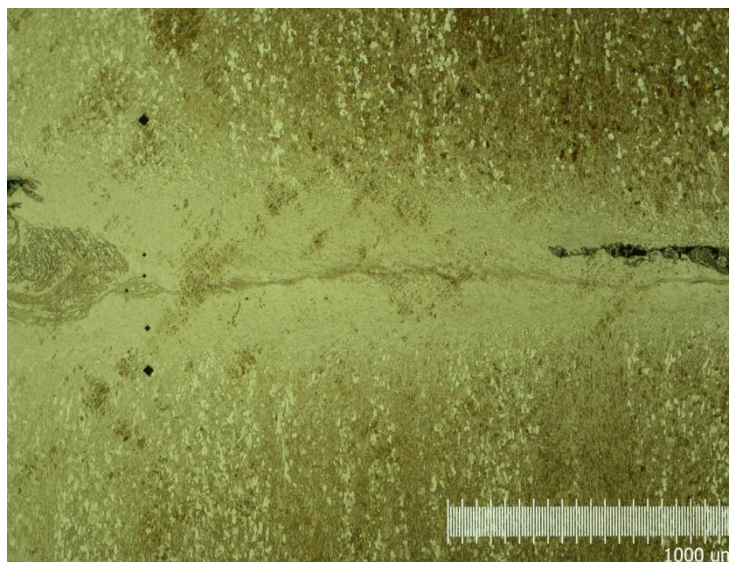


Figura 30 Campione 65₍₂₉₋₅₀₎ processato a 29 Hz e 50 MPa. Particolare della stratificazione composta da weld, tmaz e bulk.

4.1.2 Campioni processati a media frequenza

I campioni ricavati dai provini saldati a media frequenza sono identificati con i numeri 21₍₃₆₋₃₀₎, 9₍₃₆₋₄₀₎ e 73₍₃₆₋₅₀₎ per i quali le pressioni di riferimento sono in ordine 30 MPa, 40 MPa e 50 MPa.

Relativamente al provino 21₍₃₆₋₃₀₎ (figura 31), si nota l'assenza di soluzioni di continuità. Nello specifico, si sottolinea l'uniformità della zona weld che è priva di strutture globulari. Allontanandoci da quest'ultima, incontriamo dapprima un sottile strato di tmaz e poi il bulk.

Per il provino 9₍₃₆₋₄₀₎ (figura 32), differente dal precedente per il solo aumento di pressione (che passa da 30 MPa a 40 MPa), si evidenzia la netta presenza di una zona weld contraddistinta da uno spessore medio di circa 80 μm e di una tmaz caratterizzata da uno spessore medio di circa 120 μm.

È interessante notare l'inclinazione della zona di giunzione rispetto al piano di scorrimento individuato dalle parti disgiunte nella fase di saldatura.

Il provino 73₍₃₆₋₅₀₎ (figura 33) è molto simile al provino 9₍₃₆₋₄₀₎ poiché differisce da quest'ultimo soltanto per la gradualità meno spinta nel passaggio dalla tmaz al bulk e per la minore inclinazione del colletto di giunzione.

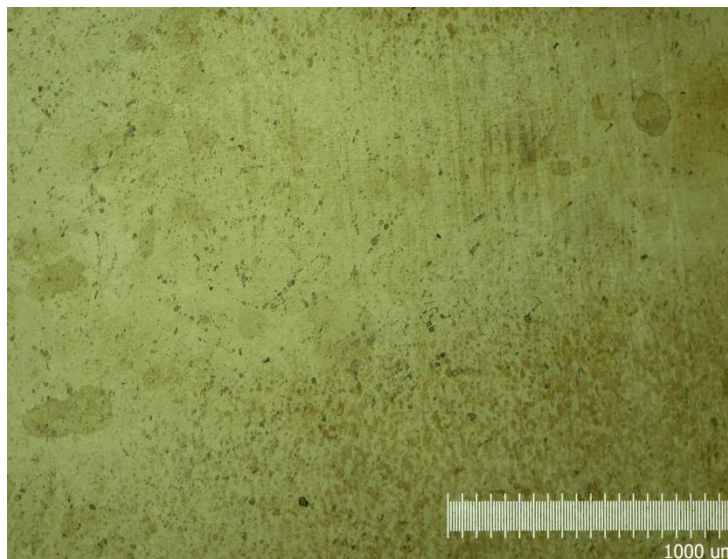


Figura 31 Campione 21₍₃₆₋₃₀₎ processato a 36 Hz e 30 MPa. Si nota l'assenza di soluzioni di continuità.

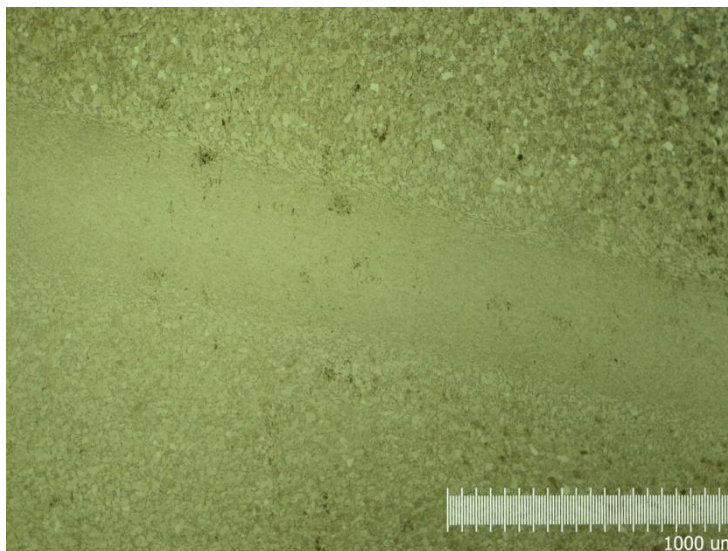


Figura 32 Campione 9₍₃₆₋₄₀₎ processato a 36 Hz e 40 MPa. Si evidenzia la netta presenza di una zona weld uniforme.

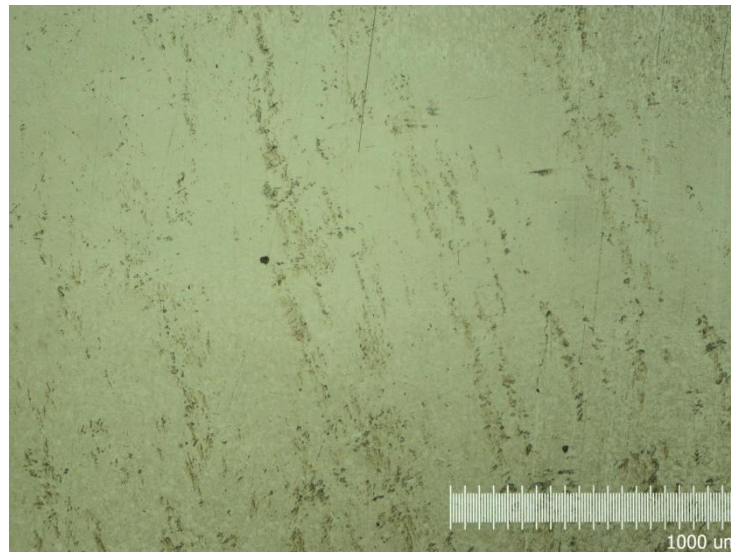


Figura 33 Campione 73₍₃₆₋₅₀₎ processato a 36 Hz e 50 MPa.

4.1.3 Campioni processati ad alta frequenza

Analizziamo ora il gruppo di campioni contraddistinti dai numeri 81₍₄₅₋₃₀₎, 32₍₄₅₋₄₀₎ e 28₍₄₅₋₅₀₎ per i quali le pressioni di processo sono rispettivamente 30 MPa, 40 MPa e 50 MPa.

Il campione 81₍₄₅₋₃₀₎ (figura 34) presenta un fronte di giunzione parallelo al piano di scorrimento individuato dalle parti disgiunte nella fase di saldatura. Gli spessori medi della zona weld e della tmaz sono rispettivamente pari a 40 µm e 200 µm.

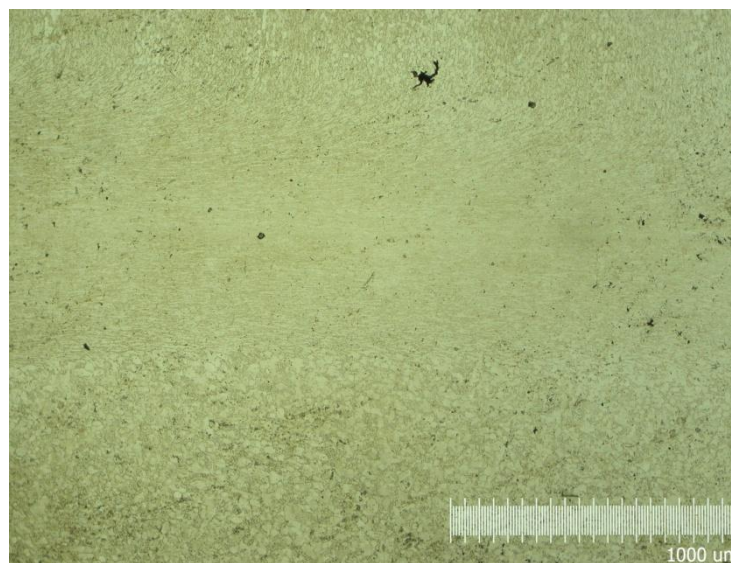


Figura 34 Campione 81₍₄₅₋₃₀₎ processato a 45 Hz e 30 MPa. Si nota l'esiguo spessore della zona weld legato alla notevole produzione di flash.

Il campione 32₍₄₅₋₄₀₎ (figura 35) differisce dal campione 81₍₄₅₋₃₀₎ per un valore di pressione di processo che è pari a 40 MPa invece di 30 MPa. Nonostante entrambi i provini abbiano un aspetto del tutto simile, presentano una differenza a cavallo delle zone tmaz e bulk che, nel campione 32₍₄₅₋₄₀₎, risultano meno distinguibili.

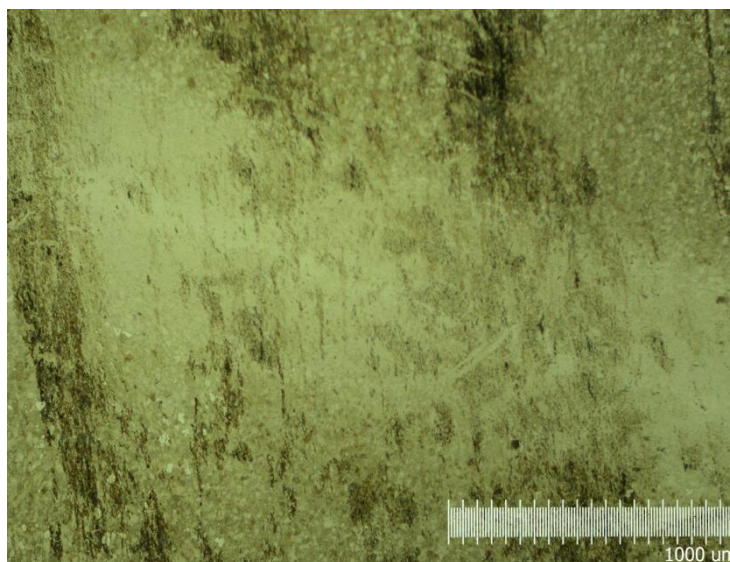


Figura 35 Campione 32₍₄₅₋₄₀₎ processato a 45Hz e 40 MPa.

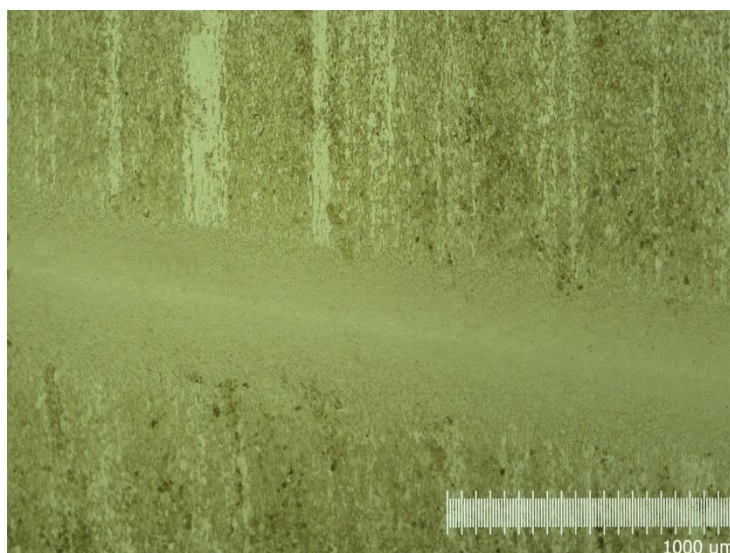


Figura 36 Campione 28₍₄₅₋₅₀₎ processato a 45Hz e 50 MPa.

Il campione 28₍₄₅₋₅₀₎ (figura 36) si presenta simile, dal punto di vista macrografico, ai campioni processati alla medesima frequenza; ciò conferma ulteriormente la maggiore incisività della frequenza rispetto alla pressione.

4.1.4 Confronto qualitativo

Come già accennato nei paragrafi precedenti, un importante aspetto tecnologico è la produzione di sfridi. Si è ritenuto opportuno mettere in luce, mediante un confronto macrografico diretto, le differenze che intercorrono tra campioni ricavati da provini processati alla stessa pressione ma con frequenze diverse. Si è scelto dunque di considerare i campioni contrassegnati con i numeri 58₍₂₉₋₄₀₎, 9₍₃₆₋₄₀₎ e 32₍₄₅₋₄₀₎ (figura 37).

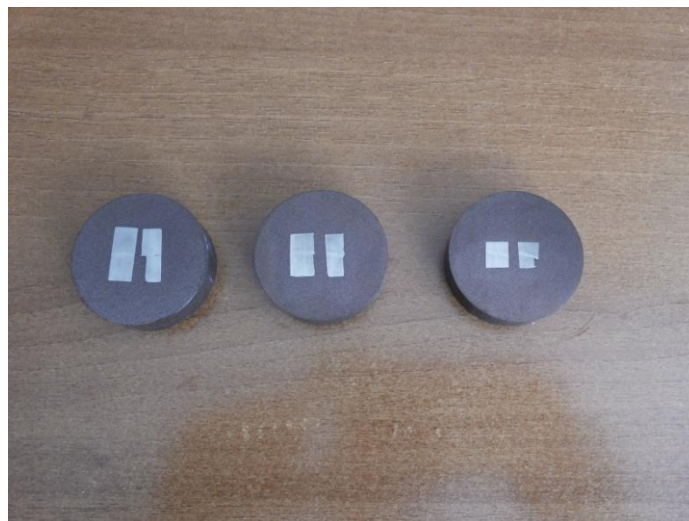


Figura 37 Campioni 58₍₂₉₋₄₀₎, 9₍₃₆₋₄₀₎ e 32₍₄₅₋₄₀₎, confronto qualitativo concernente l'accorciamento assiale relativo ai tre livelli di frequenza di processo. Si riscontra una diretta proporzionalità con la produzione di flash.

Tenuto conto delle medesime dimensioni iniziali di tutti i semilavorati prima di essere processati, risulta indiscutibile la differenza in termini di materiale perso tra i tre elementi scelti. Si evince un andamento crescente della quantità di sfrido, prodotto sottoforma di lame metalliche (flash), all'aumentare del valore di frequenza. Tale aspetto incide notevolmente sul costo del prodotto finito e pertanto non è da ritenersi trascurabile. [24]

4.2 Analisi micromeccanica

In questa fase del lavoro ci siamo soffermati sulla rilevazione delle caratteristiche micromeccaniche mediante microdurometro Vickers, già ampiamente descritto nel paragrafo 3.2.2.

Dalle prove è emerso che le misure rilevate dipendono nettamente dai valori di frequenza utilizzati per processare i semilavorati.

Si sottolinea la perfetta corrispondenza tra i valori di durezza, misurati nei piani ortogonale e parallelo, relativi ad ogni zona (figura 23). Per tali motivi la trattazione seguente farà riferimento alle sole prove condotte sul piano parallelo.

4.2.1 Prove Vickers sui campioni a bassa frequenza

I risultati ottenuti evidenziano elevati valori di durezza nella zona weld, contraddistinta dalla presenza di agglomerati granulari (ossidi e impurità), che si attenuano allontanandosi da tale zona, passando per valori intermedi nella tmaz e valori caratteristici nel bulk del metallo base. La durezza rilevata nella zona weld granulare, contraddistinta da grani distribuiti in forma di vortici, si attesta su valori dell'ordine di 500 HV che, paragonati ai valori caratteristici della lega Ti-6Al-4V riportati in letteratura, risultano essere molto più elevati.

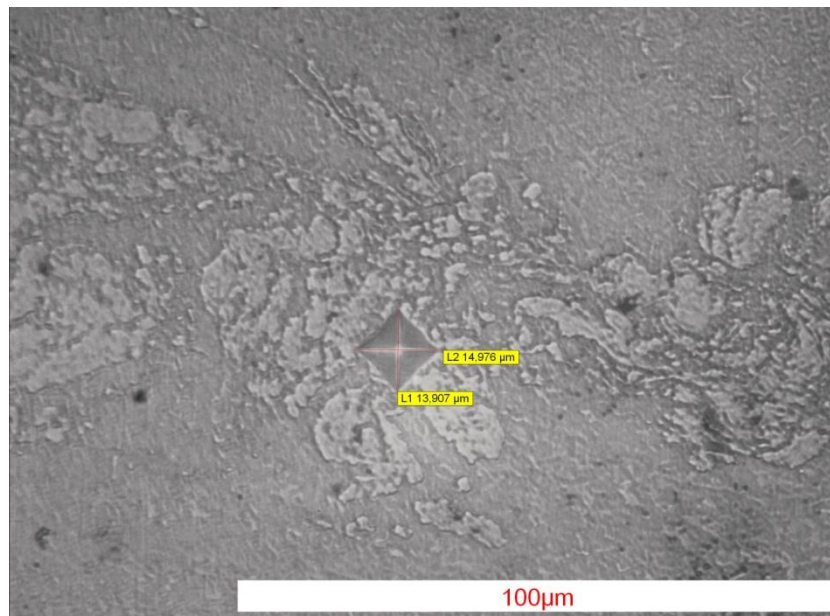


Figura 38 *Impronta Vickers rilevata nella zona weld contraddistinta dalla presenza di strutture globulari che indicano la presenza di ossidi e impurità.*

In figura 39 si riporta un particolare della prova di microdurezza effettuata nella zona termo-meccanicamente alterata che presenta valori dell'ordine di 400 HV in ognuno dei tre campioni processati a bassa frequenza.

I valori rilevati nel bulk (figura 40) si attestano sull'ordine dei 300 HV che risultano congruenti con quelli riportati in letteratura.

Nel grafico 1 si riportano i valori di durezza riscontrati nelle diverse zone caratterizzanti i provini processati a bassa frequenza; come si può notare, i valori decrescono spostandosi dalla zona weld verso il bulk.

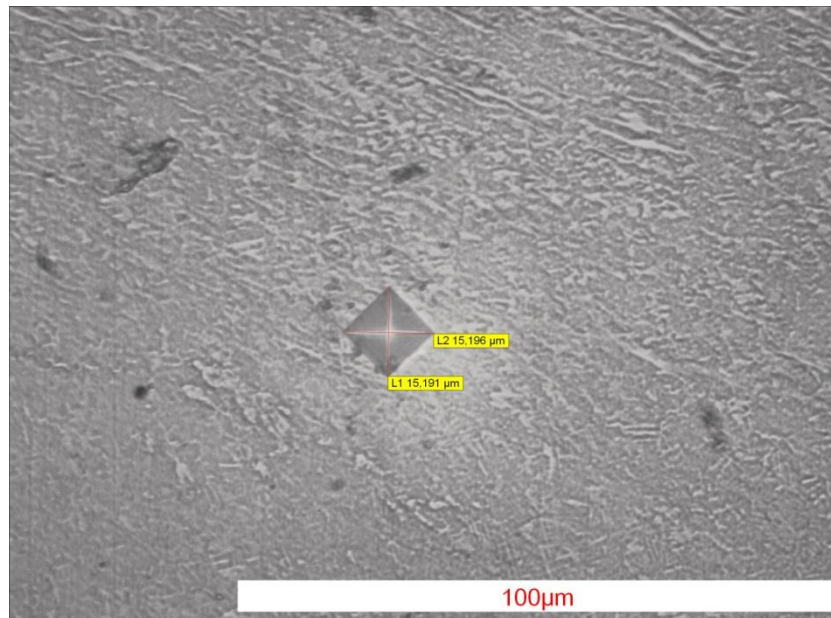


Figura 39 *Impronta Vickers rilevata nella ZTMA contraddistinta dai grani α deformati plasticamente e ri-orientati.*

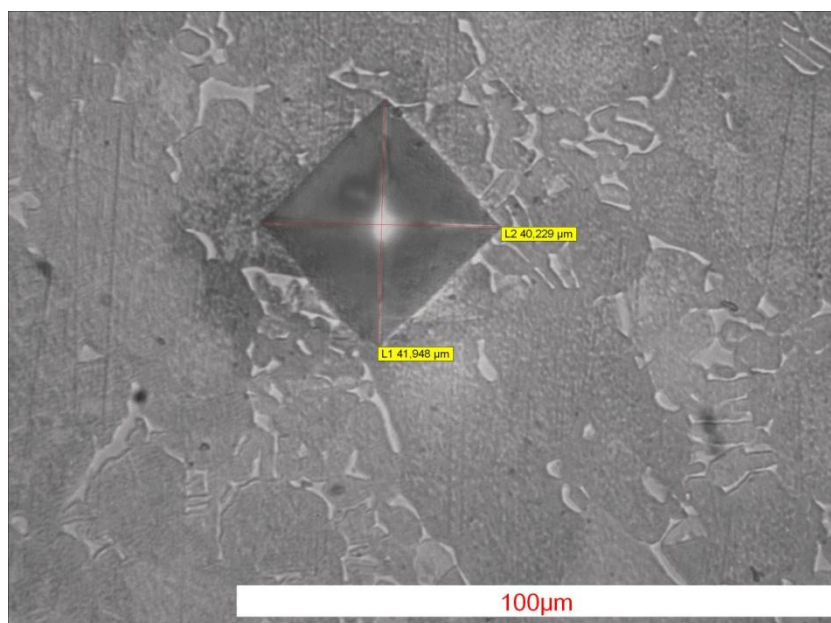


Figura 40 Impronta Vickers rilevata nel Bulk composto da grani α equiassici immersi in una matrice $\alpha+\beta$.

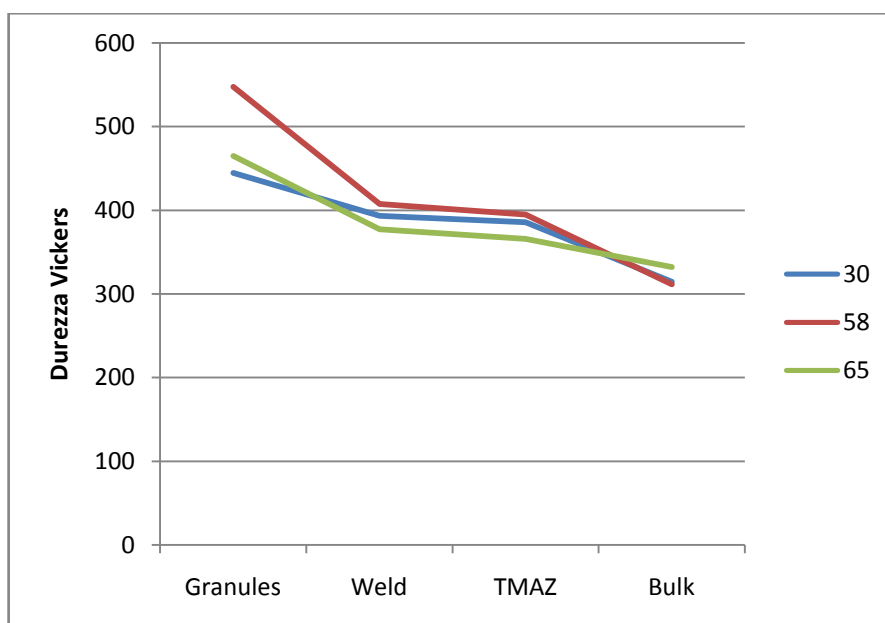


Grafico 1 Valori di durezza Vickers per i campioni 30₍₂₉₋₃₀₎, 58₍₂₉₋₄₀₎ e 65₍₂₉₋₅₀₎ processati a 29 Hz. Si nota la diminuzione dei valori di durezza allontanandosi dalla zona centrale del weld.

4.2.2 Prove Vickers sui campioni a media frequenza

Procedendo con la raccolta dei dati di nostro interesse, riportiamo in questo paragrafo i risultati relativi ai campioni processati a media frequenza (grafico 2).

In tal caso è evidente l'assenza di valori eccessivamente superiori a quelli tipici del metallo base; ciò è dovuto alla mancanza di ossidi ed impurità che lasciano spazio ad un'omogenea zona weld seguita da una tmaz per la quale si riscontra un valore medio di durezza dell'ordine di 375 HV.

Nulla vi è da aggiungere in merito ai valori rilevati per il metallo base.

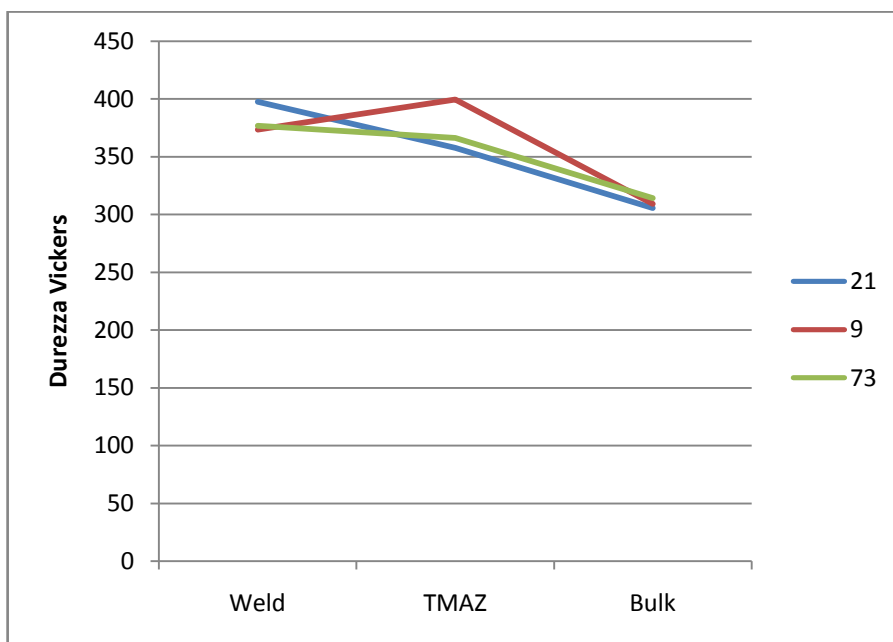


Grafico 2 Valori di durezza Vickers per i campioni 21₍₃₆₋₃₀₎, 9₍₃₆₋₄₀₎ e 73₍₃₆₋₅₀₎ processati a 36 Hz.

4.2.3 Prove Vickers sui campioni ad alta frequenza

Le prove effettuate sui campioni processati ad alta frequenza conducono a risultati del tutto analoghi a quelli ottenuti dai campioni che sono stati lavorati utilizzando medie frequenze; si registra solo una leggera deflessione dei valori riscontrati nella tmaz che si attestano sull'ordine di 360 HV.

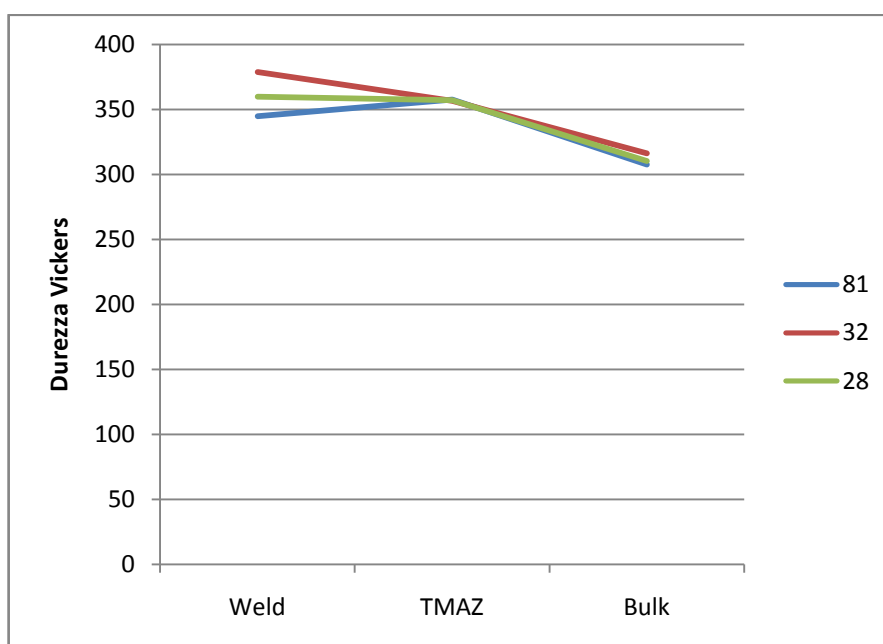


Grafico 3 Valori di durezza Vickers dei campioni 81₍₄₅₋₃₀₎, 32₍₄₅₋₄₀₎ e 28₍₄₅₋₅₀₎ processati a 45 Hz.

4.2.4 Quadro riepilogativo

In Tabella 6, per avere un chiaro riferimento numerico per ogni singolo campione, si riportano i valori medi di durezza Vickers riscontrati nelle singole zone.

30 ₍₂₉₋₃₀₎	58 ₍₂₉₋₄₀₎	65 ₍₂₉₋₅₀₎	21 ₍₃₆₋₃₀₎	9 ₍₃₆₋₄₀₎	73 ₍₃₆₋₅₀₎	81 ₍₄₅₋₃₀₎	32 ₍₄₅₋₄₀₎	28 ₍₄₅₋₅₀₎	Campioni
444	547	464	n.c.	n.c.	n.c.	n.c.	n.c.	n.c.	Granular
393	407	377	397	373	376	344	378	376	Weld
385	394	365	357	399	366	357	356	366	TMAZ
314	311	331	305	309	314	307	316	314	Bulk

Tabella 6 Valori di durezza rilevati per tutti i campioni.

Per un'immediata comprensione, nel grafico 4 si sono riportati gli andamenti medi relativi ad ogni livello di frequenza. Com'è possibile notare, i valori maggiori si rilevano nelle aree granulari (chiaro segnale della presenza di ossidi e impurità) che sono presenti solo nella zona weld dei campioni processati a bassa frequenza. Per la tmaz si sono riscontrati valori di durezza compresi tra 350 e 400 HV.

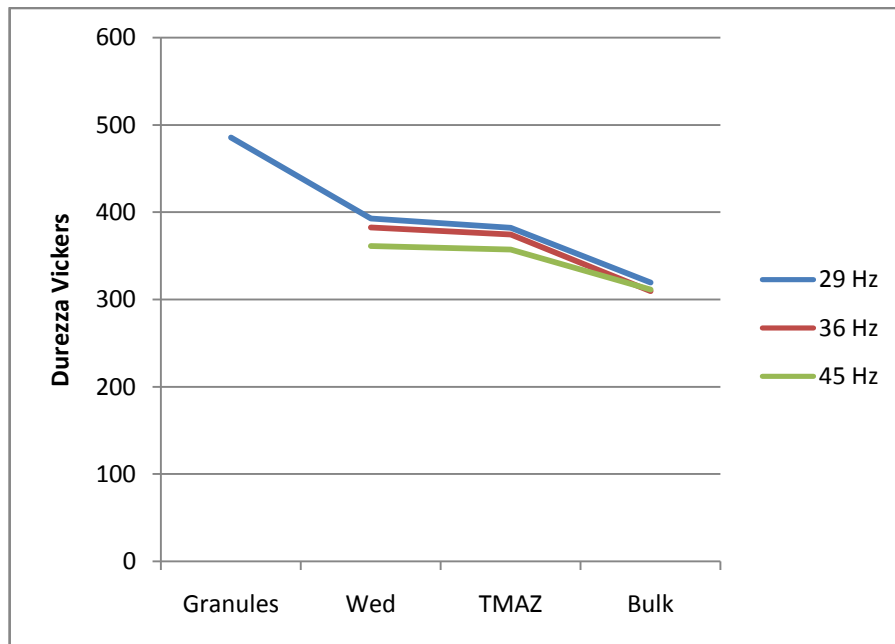


Grafico 4 Andamenti medi delle durezza Vickers per ogni livello di frequenza utilizzato.

4.3 Analisi micrografica

Le analisi micrografiche sono state condotte mediante tecnologia SEM. Si riporta al paragrafo 3.2.4 la descrizione dello strumento protagonista delle operazioni. Sottolineando ancora una volta la dipendenza delle caratteristiche della saldatura dai valori di frequenza scelti per il processo, si è deciso di soffermarci su di un singolo campione per ogni valore di frequenza; nello specifico si sono considerati quelli contrassegnati dai numeri 65₍₂₉₋₅₀₎, 9₍₃₆₋₄₀₎ ed 81₍₄₅₋₃₀₎. Lo studio delle immagini ad ingrandimenti spinti ci permette di analizzare a fondo le modifiche strutturali che il materiale subisce durante le fasi successive a quelle della saldatura vera e propria, mettendo in luce quelli che possono essere punti di forza o svantaggi derivanti dal tipo di lavorazione.

4.3.1 Micrografia campione 65

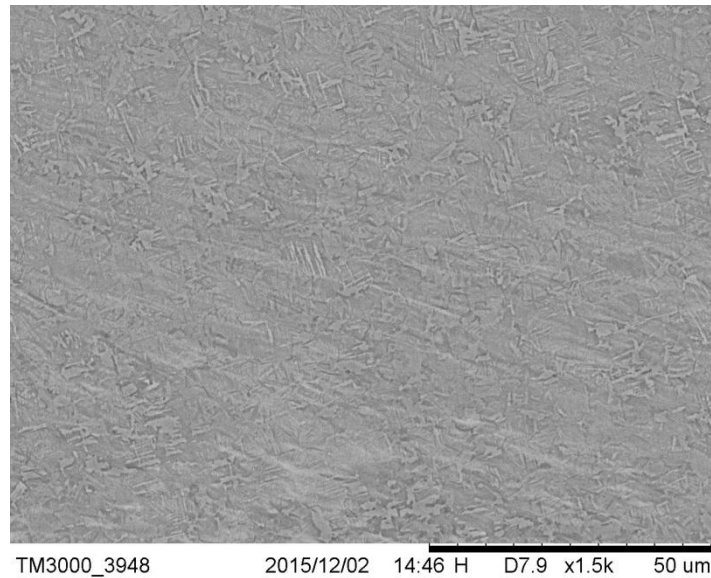


Figura 41 Particolare della zona WELD del campione 65₍₂₉₋₅₀₎ contraddistinta da microstruttura lamellare multiorientata raggruppata nei confini dei grani β formati a seguito del superamento della temperatura di β -transus nella fase di saldatura.

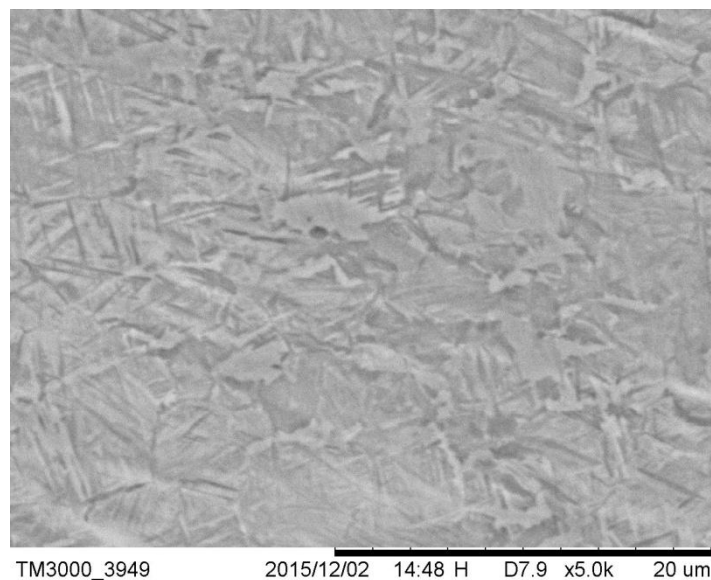


Figura 42 Particolare della zona WELD del campione 65₍₂₉₋₅₀₎ con struttura lamellare multiorientata contenuta nei confini dei grani β ricristallizzati a seguito del raffreddamento dalla temperatura di β -transus alla temperatura ambiente.

Partendo come di consueto dal centro della zona di giunzione dei due semilavorati, notiamo, ad ingrandimenti spinti (figure 41 e 42), una microstruttura completamente lamellare contenuta nei confini dei grani β (formatisi a seguito del superamento della temperatura di β -transus durante le fasi di saldatura). Questa sottile microstruttura lamellare multiorientata si forma durante il raffreddamento dal campo di fase β alla temperatura ambiente [4]. Le dimensioni delle lamelle α , caratterizzate da una struttura cristallina esagonale compatta, si attestano sull'ordine dei 5 μm . Allontanandoci da tale zona, troviamo la t_{maz} (figura 43) che si presenta con grani α allungati, immersi in una matrice $\alpha+\beta$ ed orientati parallelamente al piano di saldatura nei pressi della zona weld.

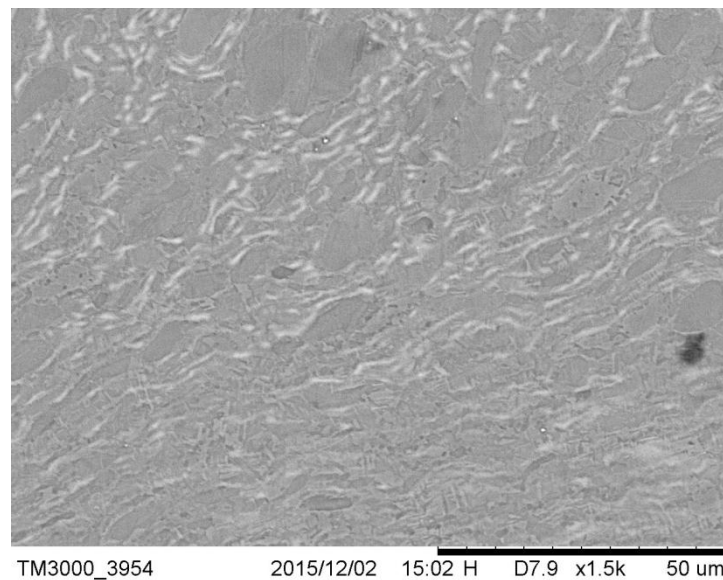


Figura 43 Particolare della TMAZ del campione 65₍₂₉₋₅₀₎ con grani α allungati e orientati parallelamente al piano di saldatura nei pressi della zona weld.

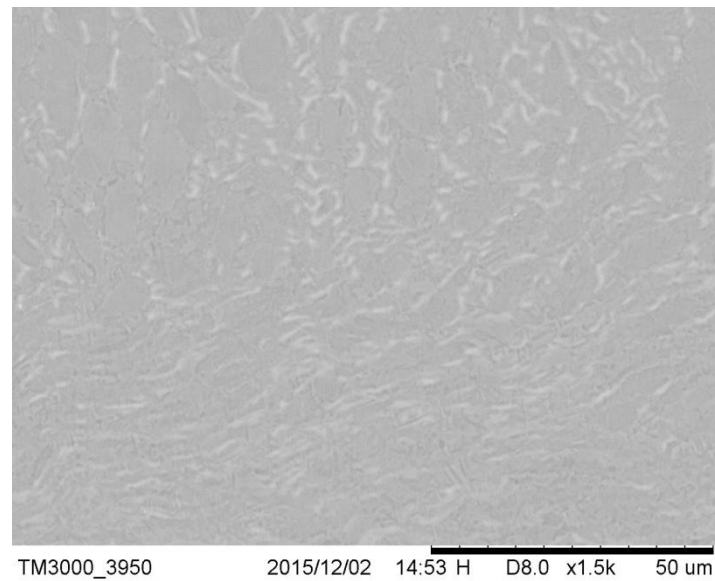


Figura 44 Particolare della zona di transizione (TMAZ-Bulk) del campione 65₍₂₉₋₅₀₎. Si notano i grani α schiacciati ed orientati parallelamente al piano di saldatura nella tmaz mentre per il bulk si hanno grani equiassici α annegati in una matrice $\alpha+\beta$.

Relativamente alla zona di transizione a cavallo tra tmaz e bulk (figura 44), è ben visibile il passaggio dalla struttura lamellare orientata a quella caratteristica del Ti-6Al-4V che si presenta invece con grani equiassici α immersi in una matrice $\alpha+\beta$.

4.3.2 Micrografia campione 9

Partendo dalla zona weld (figura 45), la struttura lamellare risulta multiorientata e contenuta nei confini dei grani β formati a seguito del superamento della temperatura di β -transus.

La tmaz si presenta con grani α di forma allungata e tutti orientati parallelamente al piano di saldatura nei pressi della zona weld. I grani della tmaz presentano dimensioni dell'ordine di 30 μm .

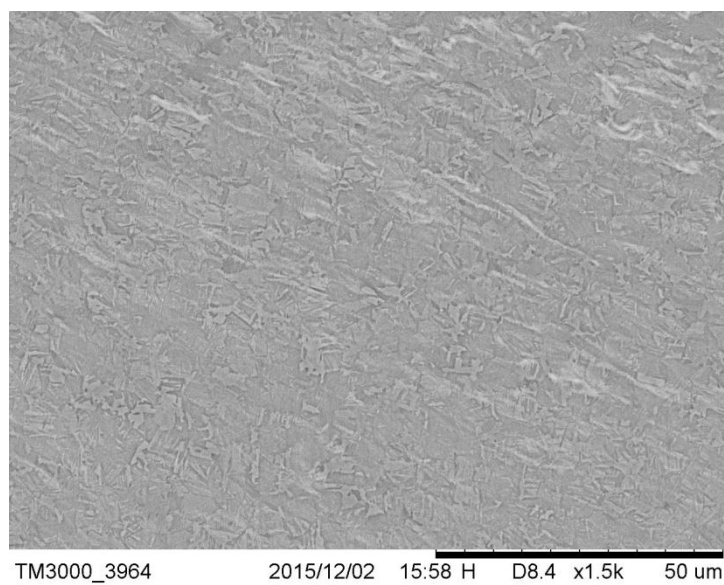


Figura 45 Particolare della zona weld relativa al campione 9₍₃₆₋₄₀₎. Si possono notare la struttura multi lamellare senza direzionalità preferenziale racchiusa nei confini dei grani β .

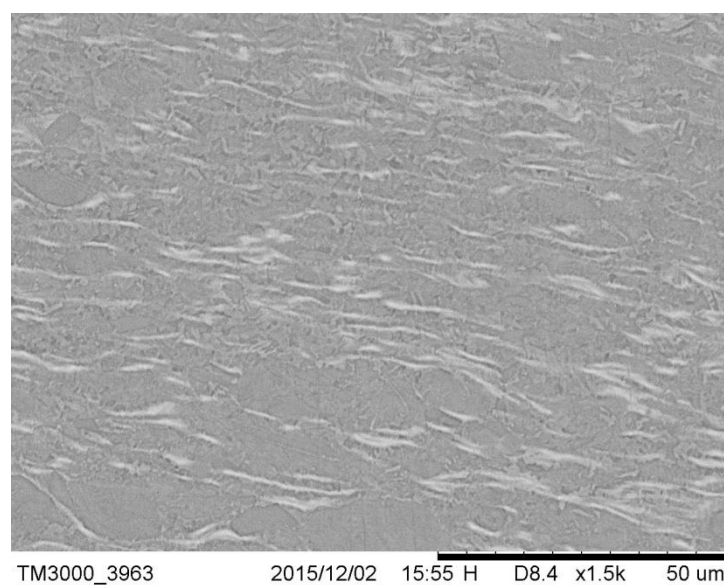


Figura 46 Particolare della TMAZ del campione 9₍₃₆₋₄₀₎. Sono ben visibili i grani α schiacciati ed orientati parallelamente al piano di saldatura.

4.3.3 Micrografia campione 81

Per il campione 81₍₄₅₋₃₀₎ si riscontra uno spessore della zona weld (figura 47) pari a circa 40 μm che risulta essere il valore più basso della campionatura presa in esame. Quanto detto è strettamente connesso alla maggiore produzione di sfrido sottoforma di flash.

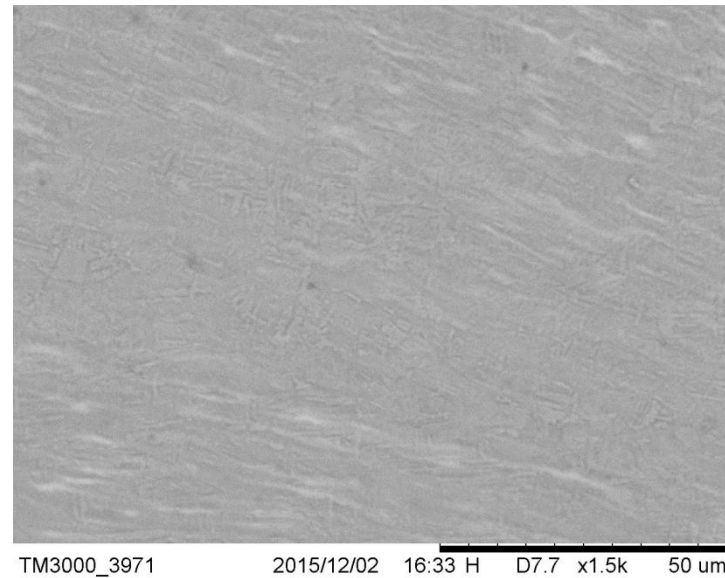


Figura 47 Particolare della zona weld del campione 81₍₄₅₋₃₀₎ caratterizzata da un ridotto spessore, circa 40 μm , dovuto alla maggiore produzione di sfrido sottoforma di flash.

Come di consueto la tmaz (figura 48) si presenta con grani α di forma allungata immersi in una matrice $\alpha+\beta$ ed orientati parallelamente al piano di saldatura nei pressi della zona weld. La misura dello spessore della tmaz si attesta su un valor medio di circa 200 μm .

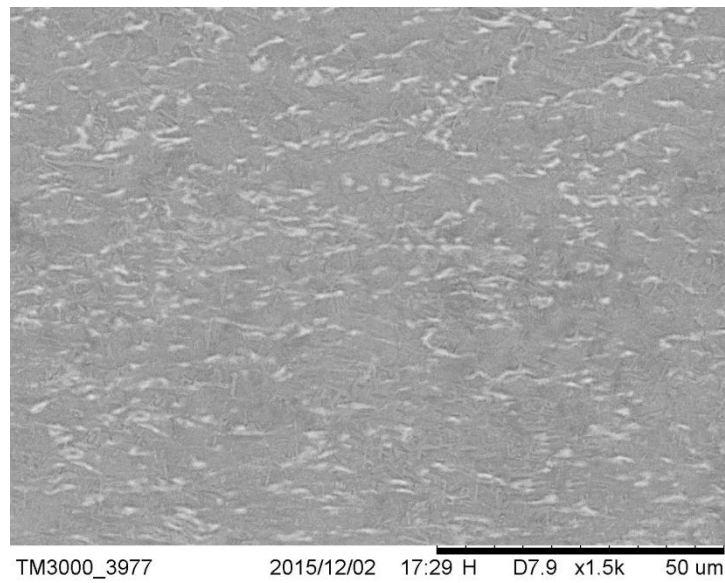


Figura 48 Particolare della *tmaz* del campione 81₍₄₅₋₃₀₎, la quale presenta uno spessore medio di 200 μm che è il valore maggiore registrato tra tutti i campioni esaminati.

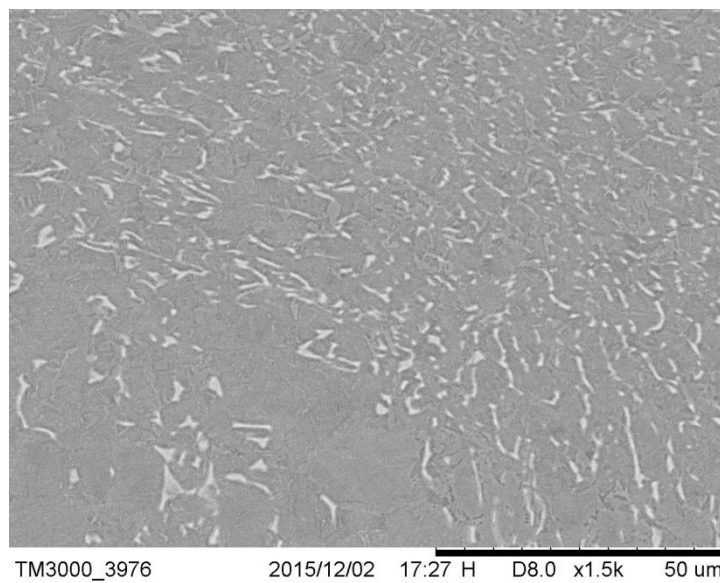


Figura 49 Particolare della zona di transizione TMAZ-Bulk relativa al campione 81₍₄₅₋₃₀₎. Si evidenzia la differenza granulare della *tmaz*, con piccoli ed allungati grani α , rispetto al bulk per il quale notiamo grani α equiassici immersi in una matrice $\alpha+\beta$.

4.3.4 Spessori

La tabella 7 riporta i valori medi degli spessori rilevati nei tre campioni sottoposti all'analisi SEM.

	Campione 65 (29Hz)	Campione 9 (36Hz)	Campione 81 (45Hz)
TMAZ (μm)	70	120	200
Weld (μm)	80	80	40

Tabella 7 Spessori medi relativi alle zone weld e TMAZ per i campioni rappresentativi dei processi a bassa, media ed alta frequenza.

Si delinea un andamento crescente dei valori relativi alla tmaz nel passaggio da bassa ad alta frequenza. Tutt'altro comportamento si registra per i valori della zona weld che presentano andamento costante nel passaggio da bassa a media frequenza, mostrando poi un netto decremento nel salto da media a bassa.

Conclusioni sull'analisi microstrutturale

Dal punto di vista macrografico, la campionatura processata ad una frequenza di 29 Hz presenta evidenti soluzioni di continuità indipendentemente dal valore di pressione di processo. I campioni processati a 36 e 45 HZ, invece, risultano uniformemente saldati lungo tutto il fronte di giunzione. Si evince inoltre una diretta proporzionalità tra aumento della frequenza di processo e produzione di sfrido sottoforma di flash.

Dal confronto delle durezza rilevate, si riscontra un andamento decrescente allontanandosi dalla zona weld. I valori massimi sono stati misurati nella zona weld dei provini processati a 29 Hz, caratterizzata dalla presenza di ossidi ed impurità. In linea generale, i dati a nostra disposizione hanno evidenziato che ad una pressione di 40 MPa, per ognuno dei livelli di frequenza utilizzati, conseguono i maggiori incrementi di durezza.

Gli spessori della zona weld rilevati risultano inversamente proporzionali all'aumento di frequenza, in opposizione a quelli della TMAZ che mostrano una diretta proporzionalità. Quanto detto è attribuibile alla maggiore produzione di flash che risulta essere direttamente proporzionale alla temperatura ovvero alla frequenza [24].

Dall'analisi delle micrografie, la zona weld si presenta, per tutti i casi oggetto del presente lavoro, con una microstruttura molto fine composta da lamelle α disposte entro i bordi dei grani β . Quanto detto denota il raggiungimento di temperature pari o superiori a quella di β -transus. La TMAZ si presenta, a seguito del rammollimento e della pressione di forgiatura, con grani α deformati plasticamente ed orientati parallelamente al piano di saldatura.

Tenuto conto dei risultati ottenuti, il valore di frequenza che offre il miglior compromesso tra qualità meccaniche, proprietà tecnologiche e compatibilità economica si è dimostrato essere 36 Hz.

5. Bilancio termico

Successivamente all'analisi dei provini è stato scritto il bilancio termico sul sistema allo scopo di ottenere i profili di temperatura all'interno del materiale e all'interfaccia di saldatura.

Considerando un volumetto infinitesimo di materiale il bilancio di Energia può essere scritto formalmente come segue:

$$\dot{E}_{in} - \dot{E}_{out} + \dot{E}_{gen} = \dot{E}_{acc}$$

Lo scambio termico all'interno del materiale avviene esclusivamente per conduzione e parte dell'energia immagazzinata per l'attrito del materiale viene dissipata all'esterno per convezione.

5.1 Soluzione analitica del bilancio termico

L'equazione di bilancio riportata di seguito è un'equazione differenziale alle derivate parziali del secondo ordine e dunque, per poterla risolvere, necessita di due condizioni al contorno e della condizione iniziale:

$$\left\{ \begin{array}{l} -hA(T - T_{\infty}) + A\lambda \frac{\partial^2 T}{\partial x^2} = \rho V c_p \frac{\partial T}{\partial t} \\ \\ x = 0 \Rightarrow T(0, t) = T_{\infty} \\ \\ x = x_i \Rightarrow q = \mu P_N v = \rho c_p V \frac{dT}{dt} \\ \\ t = 0 \Rightarrow T = T_{\infty} \end{array} \right.$$

In cui :

h = coefficiente di scambio termico convettivo;

T_{∞} = temperatura esterna;

ρ = densità del Titanio;

c_p = calore specifico del Titanio;

μ = coefficiente di attrito;

λ = conducibilità termica;

P_N = pressione normale esercitata sul provino;

v = velocità di oscillazione;

A = sezione trasversale del provino;

V = volume del provino.

E' doveroso sottolineare che in prima approssimazione le tutte proprietà chimico – fisiche del Titanio sono state considerate costanti con la Temperatura, cosa che risulta particolarmente semplicistica per le rapide ed elevate variazioni termiche che si verificano durante il processo. Di seguito si riporta la tabella che contiene i valori delle suddette proprietà [18] considerate costanti e valutate a una temperatura media tra quella ambiente e la temperatura massima raggiunta (circa 1000 °C):

Proprietà Titanio	Velore numerico	Unità di misura
Densità	4430	Kg / m ³
Calore specifico	680	J / (Kg K)
Coefficiente d'attrito	0.6	–
Conducibilità termica	13	W / (m K)
Coefficiente scambio termico convettivo	100	W / (m ² K)
Diffusività termica	4.32*10 ⁻⁶	m ² / s

Tabella 8 Proprietà chimico fisiche del Titanio valutate a $T_{media} = 500$ °C

Inoltre è necessario adottare un approccio lagrangiano nella risoluzione del bilancio termico: si focalizza l'attenzione non su tutto il volume di controllo, ma su un volumetto infinitesimo di materiale. Questa scelta risulta necessaria per la complessità del sistema: al momento della saldatura l'interfaccia “avanza” ed è più opportuno risolvere il bilancio mettendosi a cavallo del volumetto di controllo, piuttosto che osservandolo dall'esterno con un sistema di riferimento fisso (approccio euleriano). Scrivendo l'equazioni per tutti i volumetti che costituiscono il sistema si ottengono i profili termici desiderati.

La temperatura è dunque funzione del particolare volumetto di controllo, oltre che del tempo t : $T=T(x,t)$
 Risolvendo in prima approssimazione l'equazione differenziale del secondo ordine col metodo alle differenze finite e servendosi di un foglio di calcolo Excell, si ottengono i profili termici illustrati di seguito:

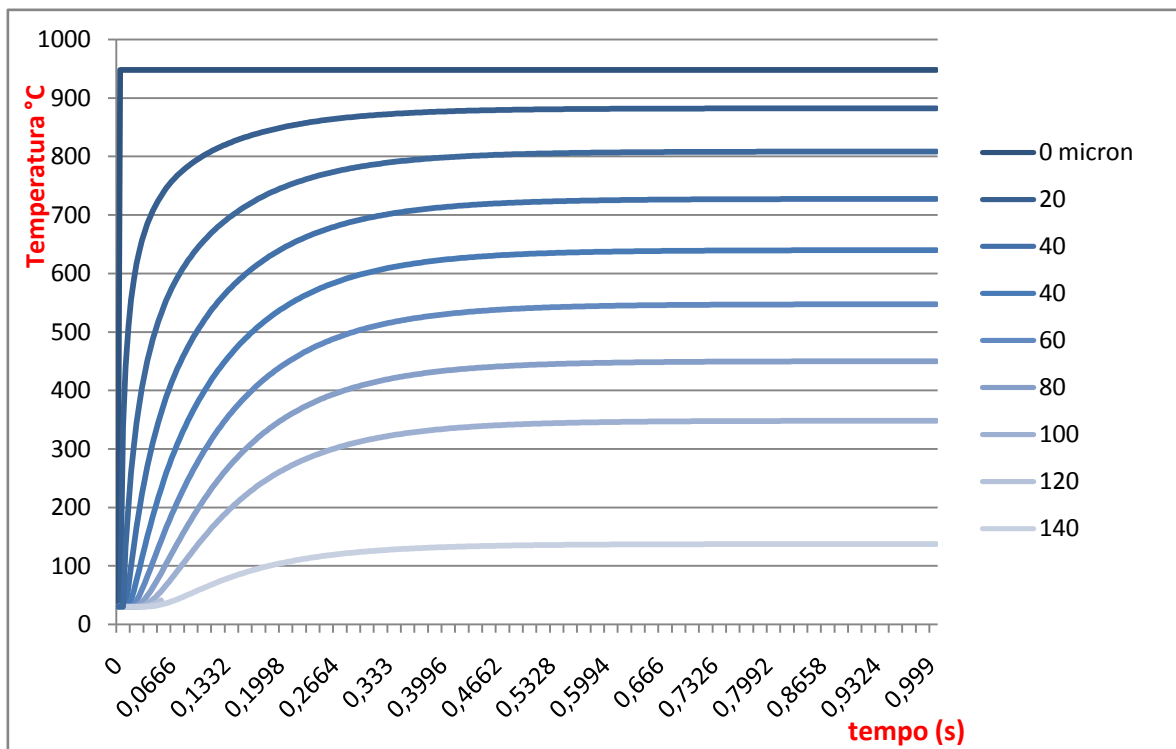


Figura 50 Profili di temperatura parametrici rispetto alla distanza dall'interfaccia di saldatura (Metodo analitico);
 $f = 35 \text{ Hz}$, $P = 40 \text{ MPa}$, $\alpha = 3.5 \text{ mm}$, $h = 100 \text{ W / (m}^2 \text{ K)}$

Dal grafico si evince quanto riportato in letteratura [19] : in particolari condizioni di processo la temperatura all'interfaccia raggiunge e supera la temperatura di β – transus per la lega in esame in poco più di 1 secondo.

Quanto appena detto è confermato da ciò che si osserva nelle immagini al SEM: la presenza di una zona martensitica di interfaccia.

5.2 Soluzione del bilancio termico mediante il software Matlab

Il passo successivo che si è scelto di realizzare, avendo chiesto un anno di proroga per il mio percorso, è stato risolvere il bilancio termico mediante il software MatLab, allo scopo di ottenere la soluzione esatta dell'equazione e di tener conto della variabilità delle proprietà fisico- chimiche del Titanio con la temperatura [19].

Come descritto nel paragrafo precedente e al fine di ottenere una valutazione più realistica del profilo termico all'interfaccia di saldatura, è stata ottenuta anche una stima dello “shortening” ovvero dell'accorciamento del provino che si osserva nella fase finale del processo, dovuto all'estrusione del materiale.

La bontà dei risultati ottenuti è stata valutata sia mediante il confronto con i dati disponibili in letteratura, sia “sovrapponendo” i profili termici ottenuti con le immagini al SEM relative ai provini analizzati, e osservando la loro compatibilità con le tre zone caratteristiche del processo di saldatura mediante LFW: Bulk, zona termomeccanicamente alterata, cordone di saldatura.

Come ampiamente descritto in precedenza, la fase sperimentale è stata realizzata dall'Università degli studi di Palermo dove i ricercatori hanno realizzato la saldatura di vari provini mediante la macchina per la LFW di cui dispongono.

I provini saldati sono stati inviati al D. I. C. M. A. P. I. dell'Università Federico II di Napoli per la caratterizzazione .

I giunti in lega Ti6Al4V analizzati per la modellazione dei profili termici sono stati realizzati con tre valori differenti della frequenza di oscillazione pari a 29 Hz, 36 Hz e 45 Hz e con tre valori della pressione di interfaccia pari a 30 MPa, 40 MPa, 50 MPa e in tutti i casi la durata del processo è stata di 4”.

Il bilancio termico è stato dapprima risolto supponendo di conoscere la temperatura massima raggiunta all'interfaccia di saldatura, ovvero inserendo come condizione al contorno all'interfaccia la temperatura

ottenuta col metodo alle differenze finite. Questo calcolo di 'primo tentativo' è stato realizzato per valutare la scelta del software di calcolo per l'equazione di bilancio in esame.

Il confronto i risultati ottenuti con il metodo alle differenze finite descritto nel paragrafo 5.1 (Fig. 50) e quelli forniti dal software Matlab dimostra la sostanziale coincidenza tra i profili termici ottenuti, come è possibile osservare dalla Fig.51:

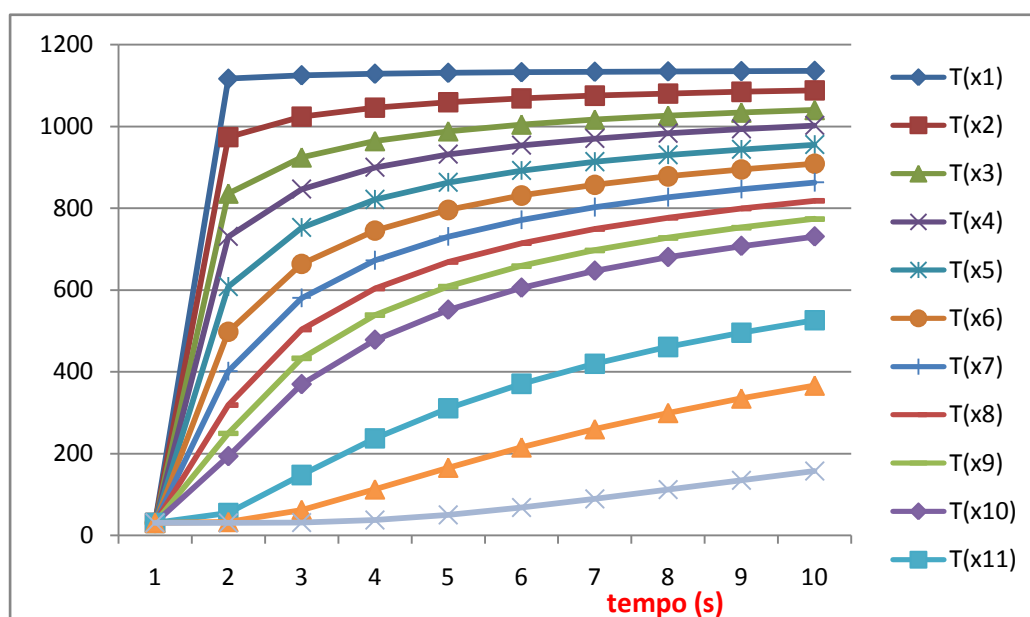


Fig. 51 Profili di temperatura parametrici rispetto alla distanza dall'interfaccia di saldatura ottenuti con Matlab (x1=20 μ m, x2=120 μ m, x3=240 μ m, x4=300 μ m, x5=400 μ m, x6=500 μ m, x7=600 μ m, x8=700 μ m, x9=800 μ m, x10=900 μ m, x11= 1000 μ m; $f = 45$ Hz, $P = 40$ MPa, $V = 3.4 \cdot 10^{-6}$ m³)

La figura 51 riporta i profili termici in funzione del tempo ottenuti mediante il software Matlab; le curve sono parametriche x, ovvero nella posizione rispetto all'interfaccia di saldatura; la frequenza di oscillazione è pari a 45 Hz, la pressione normale di interfaccia è 40 MPa.

Questo diagramma è qualitativamente confrontabile con quello ottenuto mediante risoluzione analitica del bilancio analiticamente (fig. 50) . La temperatura massima raggiunta all'interfaccia tuttavia, risulta maggiore nel caso del calcolo numerico a causa delle differenti condizioni di processo: come descritto precedentemente, il calore generato dall'attrito è direttamente proporzionale alla frequenza di oscillazione, per cui all'aumentare della frequenza, aumenta la temperatura massima raggiunta durante il processo.

Di seguito si riporta l'andamento della Temperatura all'interno del provino ovvero in funzione della posizione rispetto all'interfaccia di saldatura.

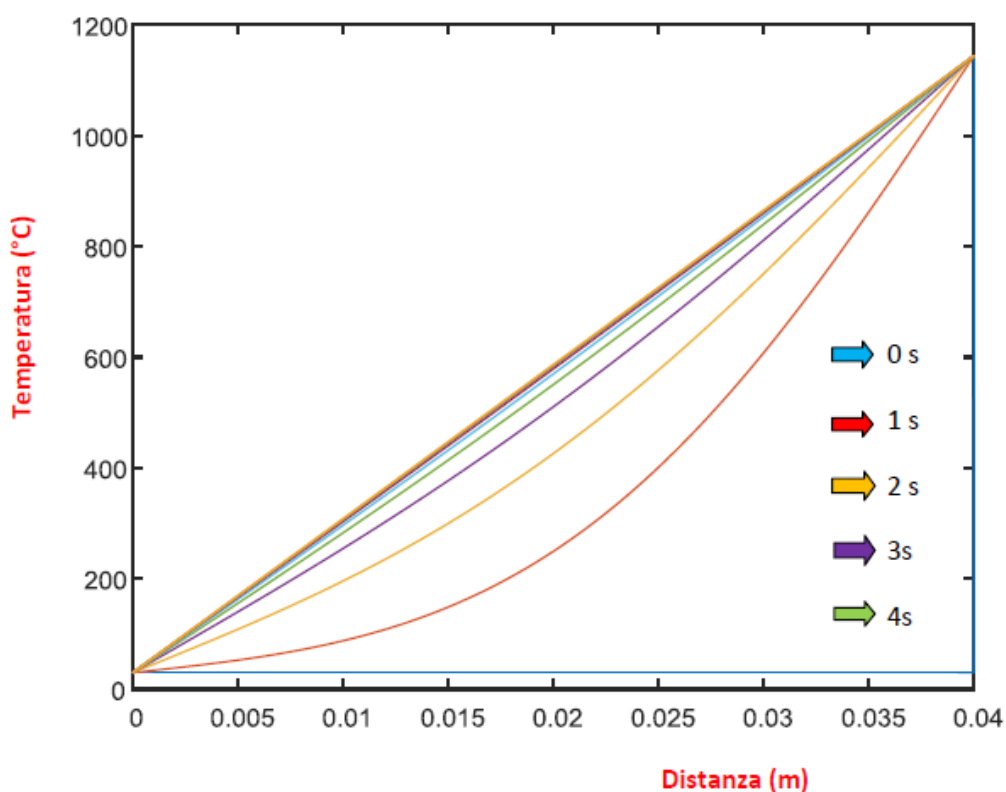


Fig. 52 Profili di temperatura rispetto alla distanza dall'interfaccia di saldatura parametrici rispetto al tempo
($f = 45 \text{ Hz}$, $P = 40 \text{ MPa}$, $V = 3.4 \cdot 10^{-6} \text{ m}^3$, temperatura fissata all'interfaccia)

Le varie curve sono parametriche rispetto al tempo. Estrapolando la curva relativa all'istante 4s (curva in verde), ovvero al tempo caratteristico del processo, si osserva che il profilo termico ottenuto dal software di calcolo è sovrapponibile all'immagine al SEM del provino saldato, nel senso che in corrispondenza delle tre zone Bulk, zona termomeccanicamente alterata, cordone di saldatura (di cui sono noti gli spessori, come riportato nel capitolo 4), si ottengono proprio le temperature caratteristiche di queste tre zone per la lega Ti6Al4V.

Questa corrispondenza tra il profilo termico ottenuto analiticamente e le immagini al SEM dei provini saldati sperimentalmente, si osserva per tutti i casi analizzati.

Successivamente i profili termici sono stati ottenuti tenendo conto del flusso termico dovuto all'attrito, che si propaga per conduzione all'interno del provino. I calcoli sono stati effettuati considerando un tempo caratteristico di processo pari a 5 s, nonostante la macchina per la linear fiction welding arresti l'oscillazione dopo 4 s; tale scelta, il cui scopo è stato rendere più realistico il calcolo, è motivata dal fatto che il calore generato dall'attrito continua a diffondersi per conduzione all'interno del provino immediatamente dopo l'arresto della macchina per poi dissiparsi all'esterno per convezione.

In questo caso la Temperatura massima raggiunta all'interfaccia di saldatura non è più un input ma un output del software di calcolo.

Il flusso termico generato dall'attrito per ciclo e per unità di superficie può essere espresso come [18]:

$$\underline{q} = \mu P_N v \quad (1)$$

in cui:

μ = coefficiente di attrito;

P_N = pressione normale esercitata sul provino;

v = velocità di oscillazione;

Essendo:

$$v = \alpha \omega \cos(\omega t)$$

dove:

α = ampiezza di oscillazione;

ω = pulsazione

Integrando la (1) su un ciclo di oscillazione (quindi tra l'istante iniziale 0 e il periodo di oscillazione T) si ottiene il valore medio del flusso termico:

$$q_0 = (2/\pi) \mu P_N \alpha \omega \quad (2)$$

ed essendo $\omega = 2 \pi f$ (f è la frequenza di oscillazione), si ottiene:

$$q_0 = 4 \mu P_N \alpha f \quad (3)$$

Dalla (3) è stato possibile ricavare la condizione al contorno per $x = x_i$ (all'interfaccia), da inserire nel software di calcolo per risolvere il bilancio termico. A tale scopo, però, è stata considerata la metà del flusso termico espresso nella (3), considerando che il volume di controllo sul quale si effettua il calcolo è la metà del giunto.

I casi analizzati sono riportati nella tabella seguente:

Caso	Frequenza di oscillazione (Hz)	Pressione normale (MPa)
1	29	30
2	29	40
3	29	50
4	36	30
5	36	40
6	36	50
7	45	30
8	45	40
9	45	50

Tabella 9: Valori dei parametri di processo nei casi analizzati

Come si evince dalla tabella precedente, nella fase sperimentale, ad ogni valore scelto per la frequenza di oscillazione la pressione normale all'interfaccia è stata fissata a 30, 40, e 50 MPa in modo da ottenere un set di nove provini per i quali sono stati ottenuti i profili termici.

I profili termici ottenuti tengono conto dello "shortening" ovvero dell'accorciamento che il provino subisce al termine del processo e che è dovuto all'estrusione del materiale durante la saldatura.

Per cui l'ascissa di interfaccia a cui è stato valutato il profilo termico è stata calcolata come differenza tra l'ascissa corrispondente all'estremità del provino e lo shortening. Il valore dello shortening è stato stimato e varia tra 0.3 e 3.5 mm in base al calore generato dall'attrito. I valori numerici dell'accorciamento specifici per i casi analizzati sono riportati successivamente nel paragrafo relativo alla stima dello shortening.

5.2.1 Caso 1) $f = 29 \text{ Hz}$; $P = 30 \text{ MPa}$

Di seguito si riporta il diagramma ottenuto per il caso 1 in cui la frequenza di oscillazione è stata fissata a 29 Hz e la pressione normale a 30 MPa:

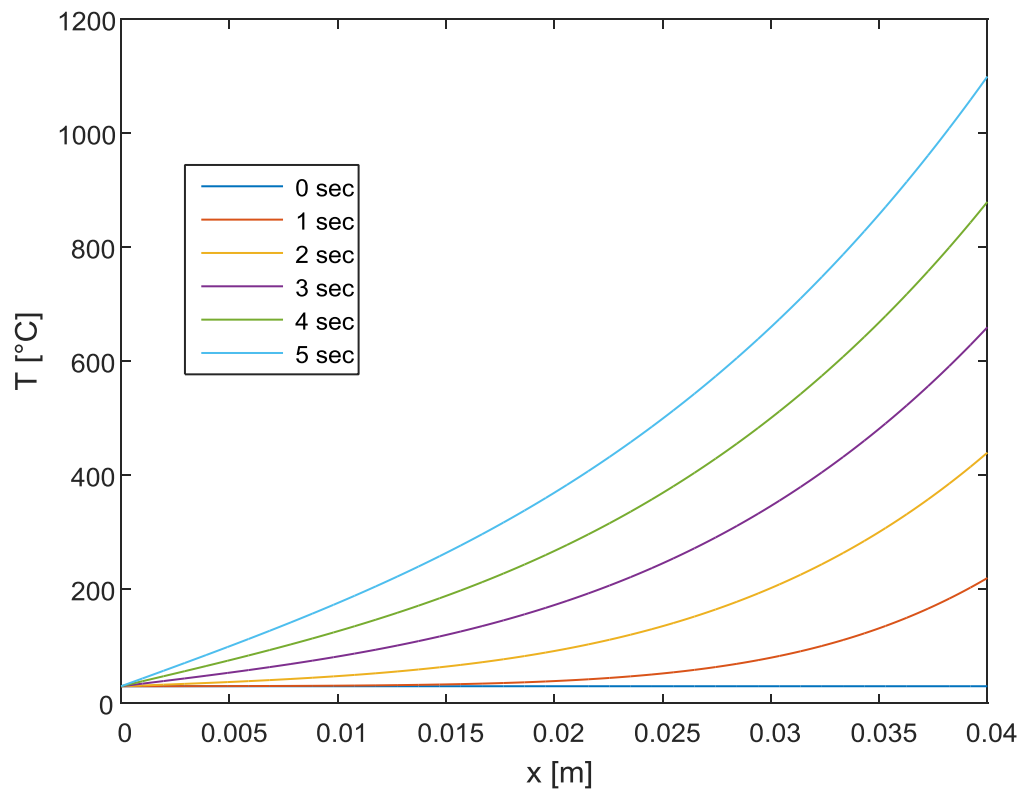


Fig. 53 Profili di temperatura rispetto alla distanza dall'interfaccia di saldatura parametrici rispetto al tempo 29 Hz, 30MPa.

Come è possibile osservare dalla figura 53 la curva in azzurro, relativa all'istante 5 s, tempo caratteristico del processo, indica che in prossimità dell'interfaccia di saldatura è stata raggiunta la temperatura di 1050°C, ed è dunque stata superata la temperatura di β – transus per la lega in esame.

Per osservare contemporaneamente l'andamento della temperatura sia in funzione del tempo, sia in funzione della posizione rispetto all'interfaccia, si riporta il grafico in 3D ottenuto con Matlab:

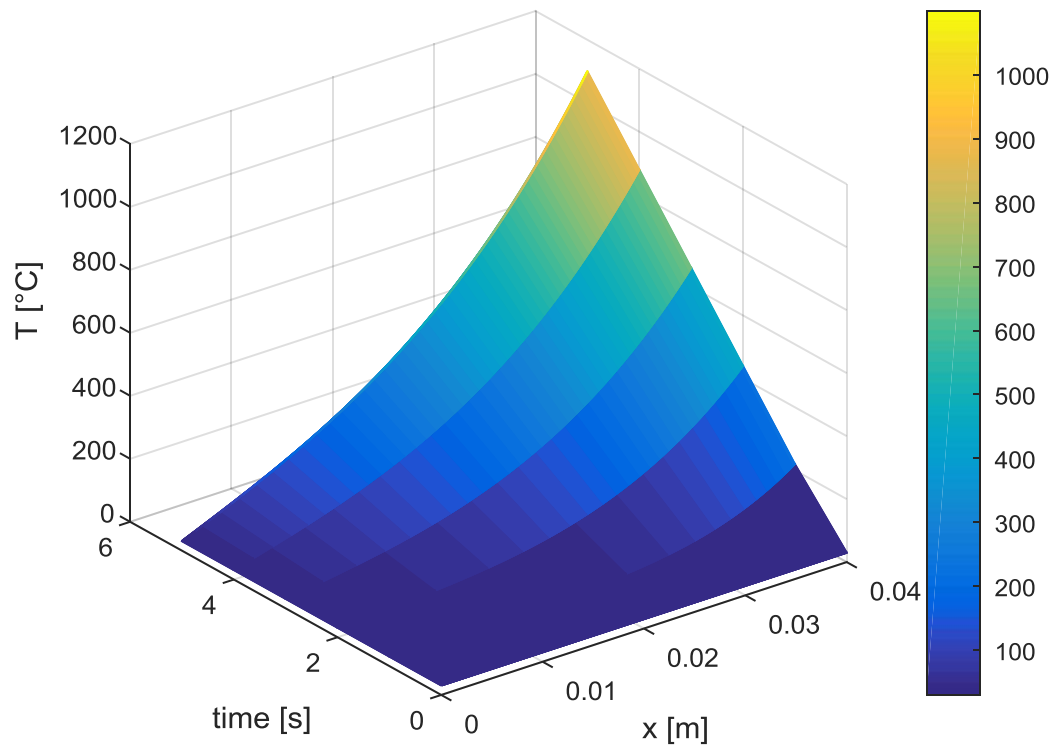


Fig. 54 Profili di temperatura in 3D, 29 Hz, 30 MPa

5.2.2 Caso 2) $f = 29$ Hz; $P = 40$ MPa

Di seguito si riporta il diagramma ottenuto per il primo caso 2 in cui la frequenza di oscillazione è stata fissata a 29 Hz e la pressione normale a 40 MPa:

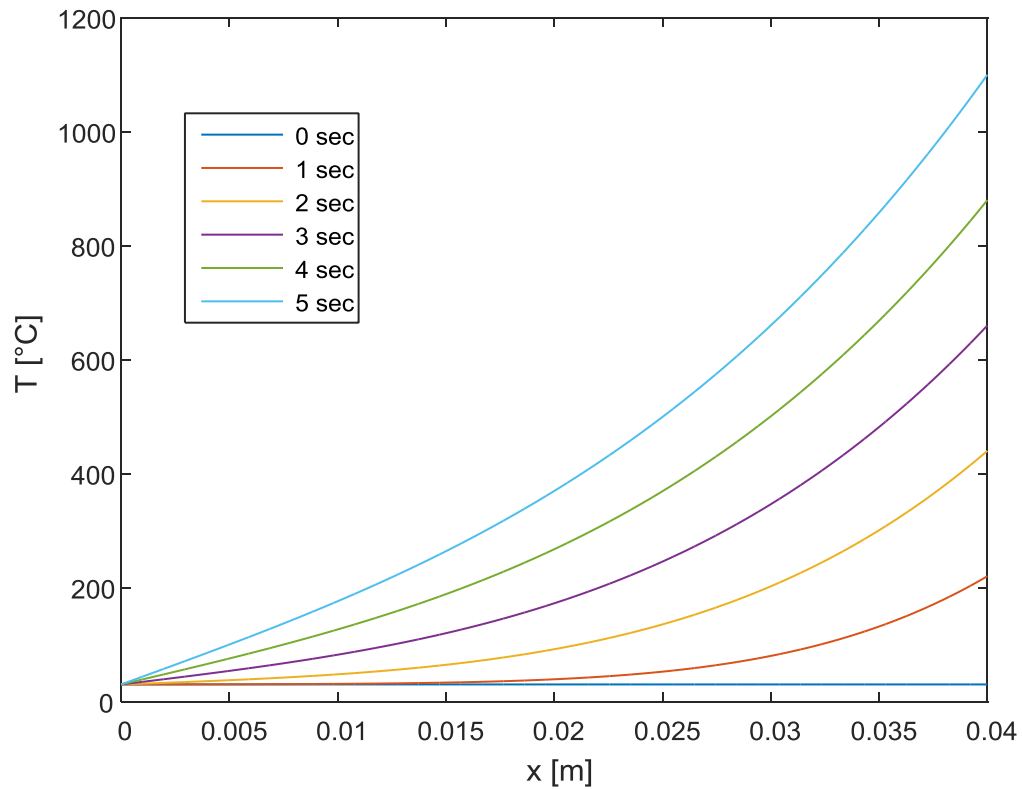


Fig. 55 Profili di temperatura rispetto alla distanza dall'interfaccia di saldatura parametrici rispetto al tempo
29 Hz, 40 MPa.

Come è possibile osservare dalla figura 55 la curva in azzurro, relativa all'istante 5s, tempo caratteristico del processo, indica che in prossimità dell'interfaccia di saldatura è stata raggiunta la temperatura di 1060 °C, ed è dunque stata superata la temperatura di β – transus per la lega in esame. Per osservare contemporaneamente l'andamento della temperatura sia in funzione del tempo, sia in funzione della posizione rispetto all'interfaccia, si riporta il grafico in 3D ottenuto con Matlab:

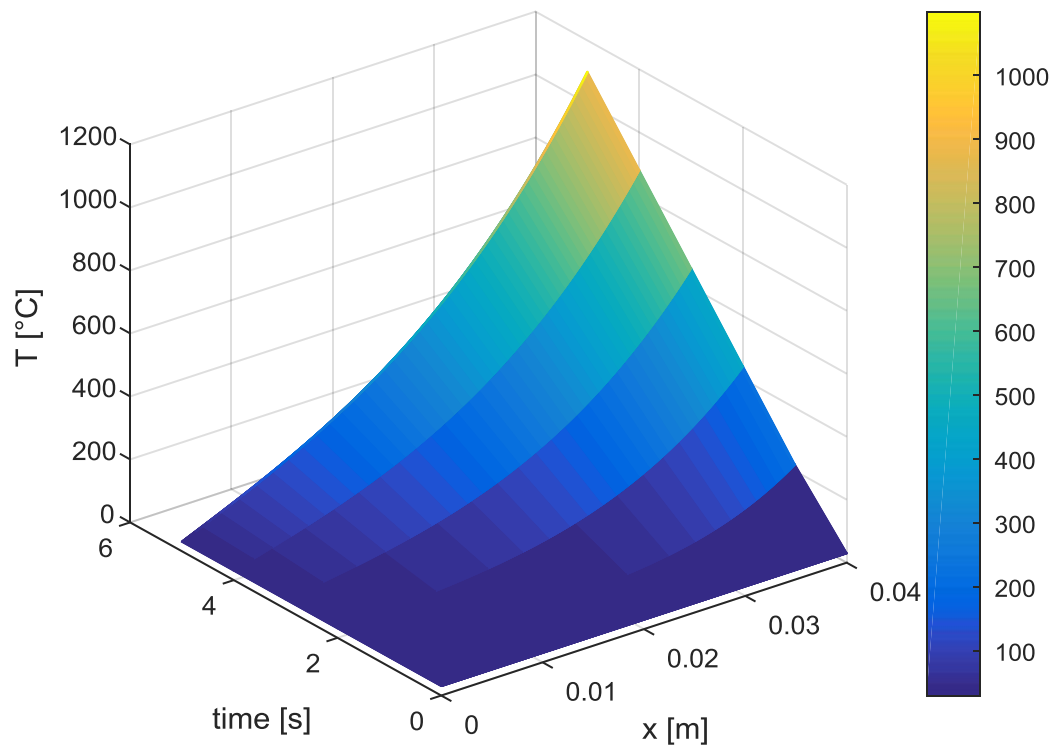


Fig. 56 Profili di temperatura in 3D, 29 Hz, 40 MPa

5.2.3 Caso 3) $f = 29 \text{ Hz}$; $P = 50 \text{ MPa}$

Di seguito si riporta il diagramma ottenuto per il primo caso 3 in cui la frequenza di oscillazione è stata fissata a 29 Hz e la pressione normale a 50 MPa:

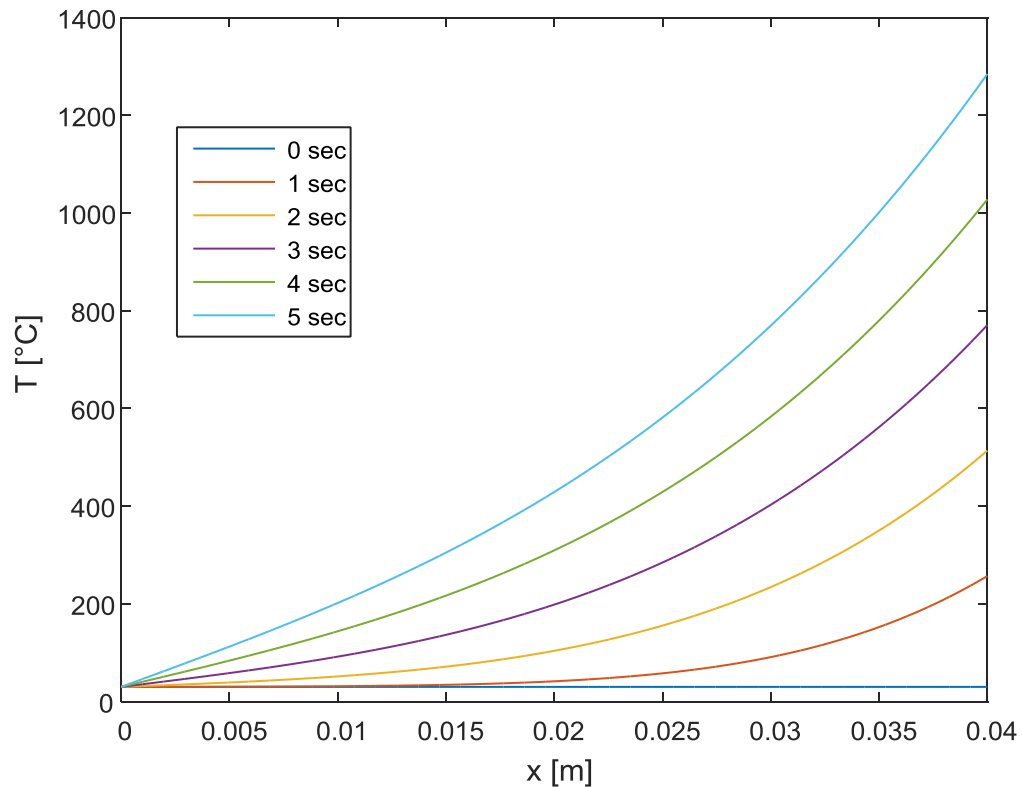


Fig. 57 Profili di temperatura rispetto alla distanza dall'interfaccia di saldatura parametrici rispetto al tempo
29 Hz, 50 MPa.

Come è possibile osservare dalla figura 57 la curva in azzurro, relativa all'istante 5s, tempo caratteristico del processo, indica che in prossimità dell'interfaccia di saldatura è stata raggiunta la temperatura di 1244 °C, ed è dunque stata superata la temperatura di β – transus per la lega in esame. Per osservare contemporaneamente l'andamento della temperatura sia in funzione del tempo, sia in funzione della posizione rispetto all'interfaccia, si riporta il grafico in 3D ottenuto con Matlab:

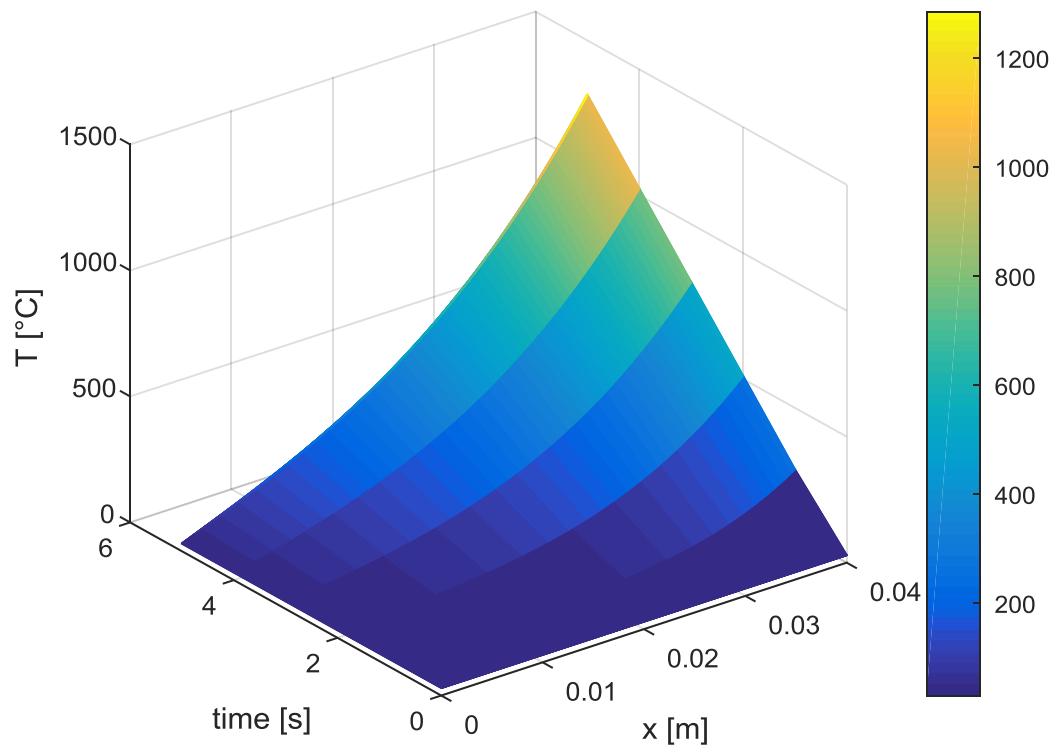


Fig. 58 Profili di temperatura in 3D, 29 Hz, 50 MPa

5.2.4 Caso 4) $f = 36 \text{ Hz}$; $P = 30 \text{ MPa}$

Di seguito si riporta il diagramma ottenuto per il primo caso 4 in cui la frequenza di oscillazione è stata fissata a 36 Hz e la pressione normale a 30 MPa:

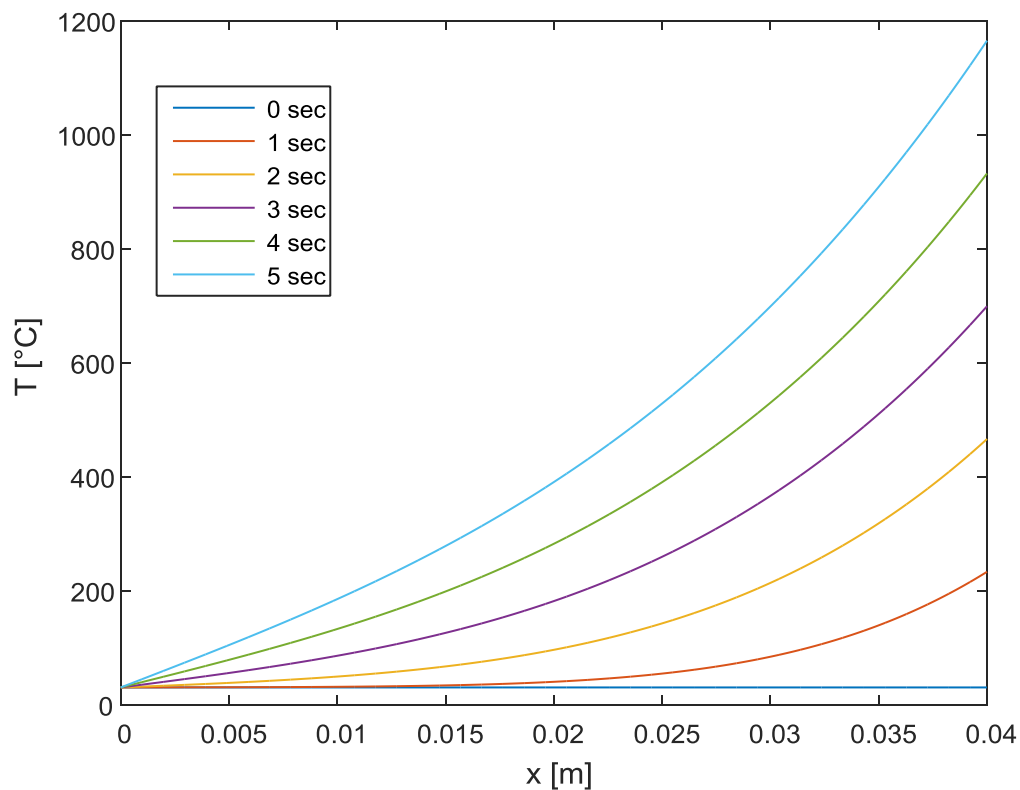


Fig. 59 Profili di temperatura rispetto alla distanza dall'interfaccia di saldatura parametrici rispetto al tempo 36 Hz, 30 MPa.

Come è possibile osservare dalla figura 59 la curva in azzurro, relativa all'istante 5s, tempo caratteristico del processo, indica che in prossimità dell'interfaccia di saldatura è stata raggiunta la temperatura di 1137 °C, ed è dunque stata superata la temperatura di β – transus per la lega in esame. Per osservare contemporaneamente l'andamento della temperatura sia in funzione del tempo, sia in funzione della posizione rispetto all'interfaccia, si riporta il grafico in 3D ottenuto con Matlab:

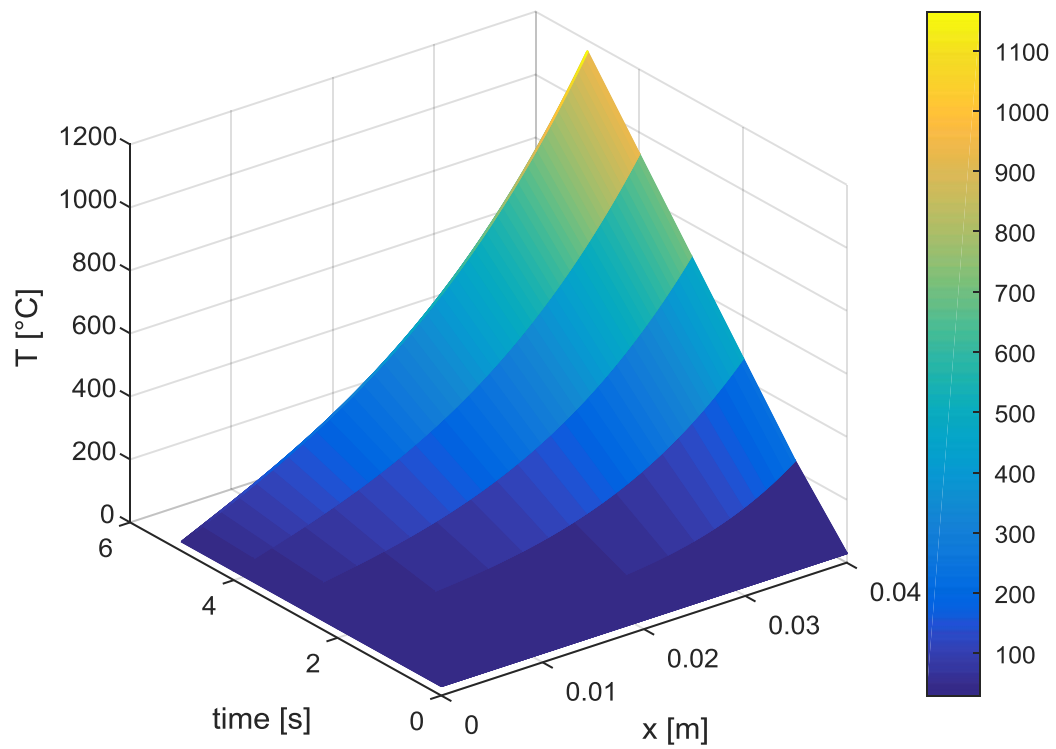


Fig. 60 Profili di temperatura in 3D, 36 Hz, 30 MPa

5.2.5 Caso 5) $f = 36$ Hz; $P = 40$ MPa

Di seguito si riporta il diagramma ottenuto per il primo caso 5 in cui la frequenza di oscillazione è stata fissata a 36 Hz e la pressione normale a 40 MPa:

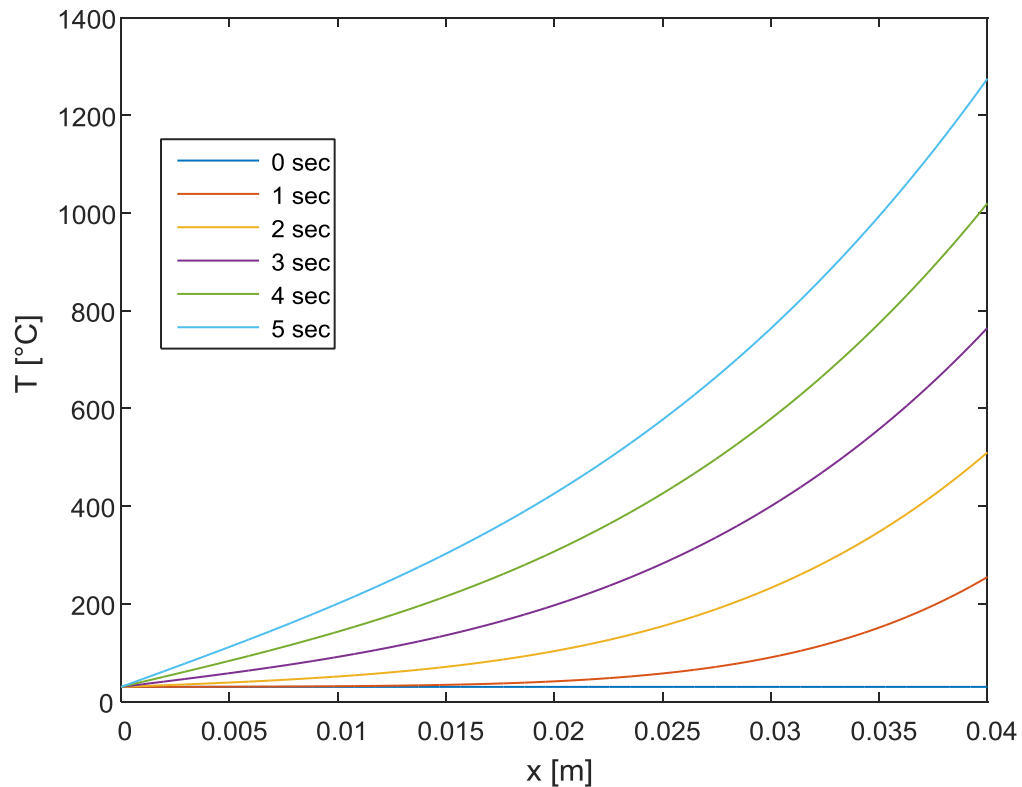


Fig. 61 Profili di temperatura rispetto alla distanza dall'interfaccia di saldatura parametrici rispetto al tempo
36 Hz, 40 MPa.

Come è possibile osservare dalla figura 61 la curva in azzurro, relativa all'istante 5s, tempo caratteristico del processo, indica che in prossimità dell'interfaccia di saldatura è stata raggiunta la temperatura di 1210 °C, ed è dunque stata superata la temperatura di β – transus per la lega in esame. Per osservare contemporaneamente l'andamento della temperatura sia in funzione del tempo, sia in funzione della posizione rispetto all'interfaccia, si riporta il grafico in 3D ottenuto con Matlab:

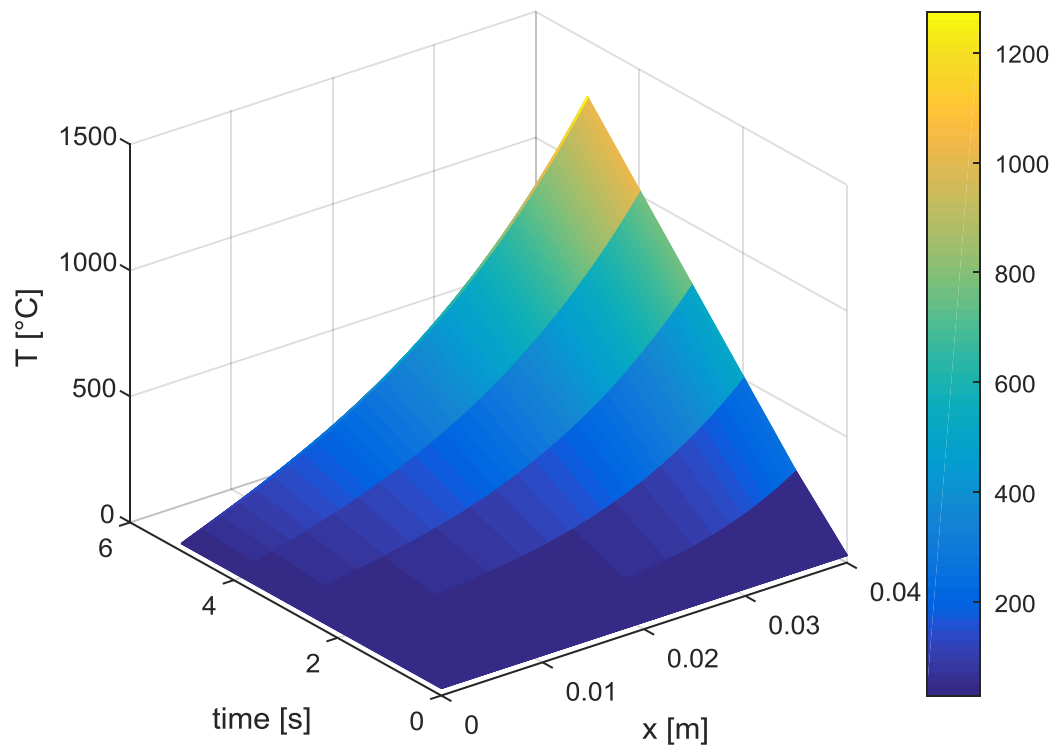


Fig. 62 Profili di temperatura in 3D, 36 Hz, 40 MPa

5.2.6 Caso 6) $f = 36$ Hz; $P = 50$ MPa

Di seguito si riporta il diagramma ottenuto per il primo caso 6 in cui la frequenza di oscillazione è stata fissata a 36 Hz e la pressione normale a 50 MPa:

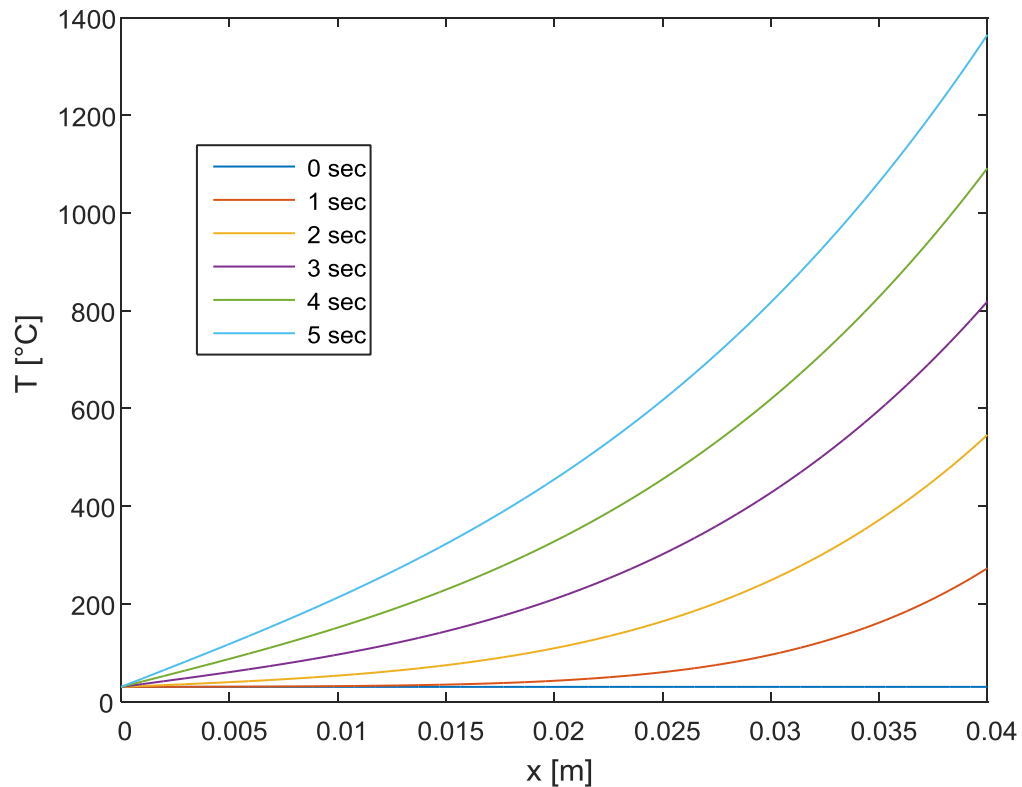


Fig. 63 Profili di temperatura rispetto alla distanza dall'interfaccia di saldatura parametrici rispetto al tempo
36 Hz, 50 MPa.

Come è possibile osservare dalla figura 63 la curva in azzurro, relativa all'istante 5s, tempo caratteristico del processo, indica che in prossimità dell'interfaccia di saldatura è stata raggiunta la temperatura di 1320 °C, ed è dunque stata superata la temperatura di β – transus per la lega in esame. Per osservare contemporaneamente l'andamento della temperatura sia in funzione del tempo, sia in funzione della posizione rispetto all'interfaccia, si riporta il grafico in 3D ottenuto con Matlab:

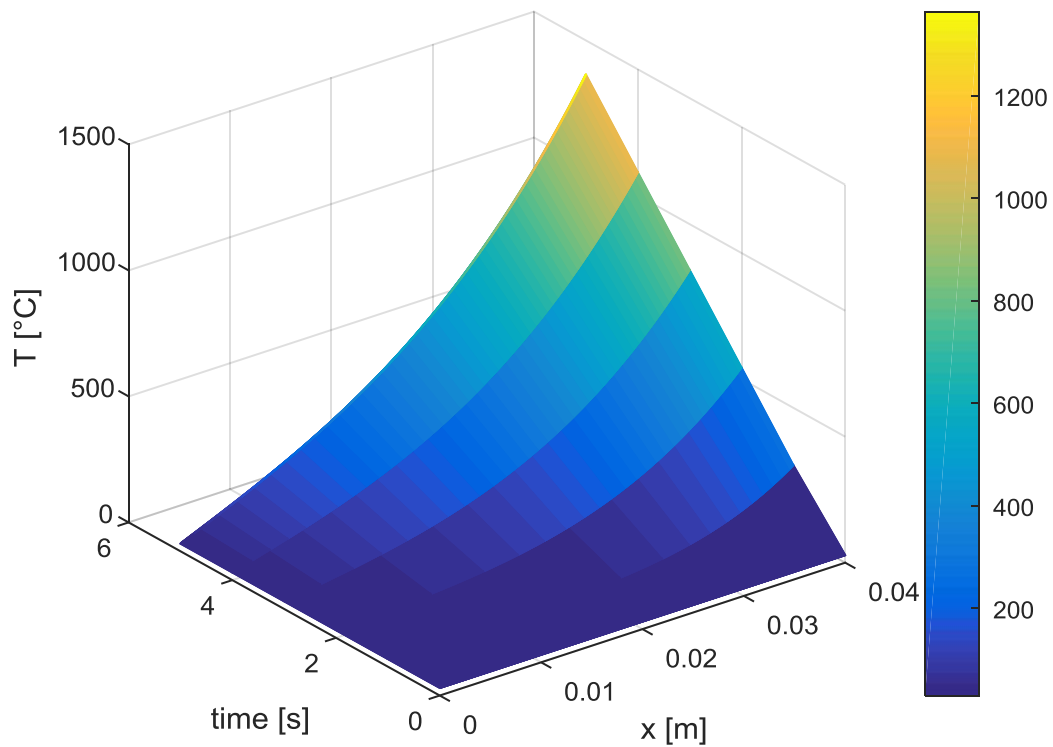


Fig. 64 Profili di temperatura in 3D, 36 Hz, 50 MPa

5.2.7 Caso 7) $f = 45$ Hz; $P = 30$ MPa

Di seguito si riporta il diagramma ottenuto per il primo caso 7 in cui la frequenza di oscillazione è stata fissata a 45 Hz e la pressione normale a 30 MPa:

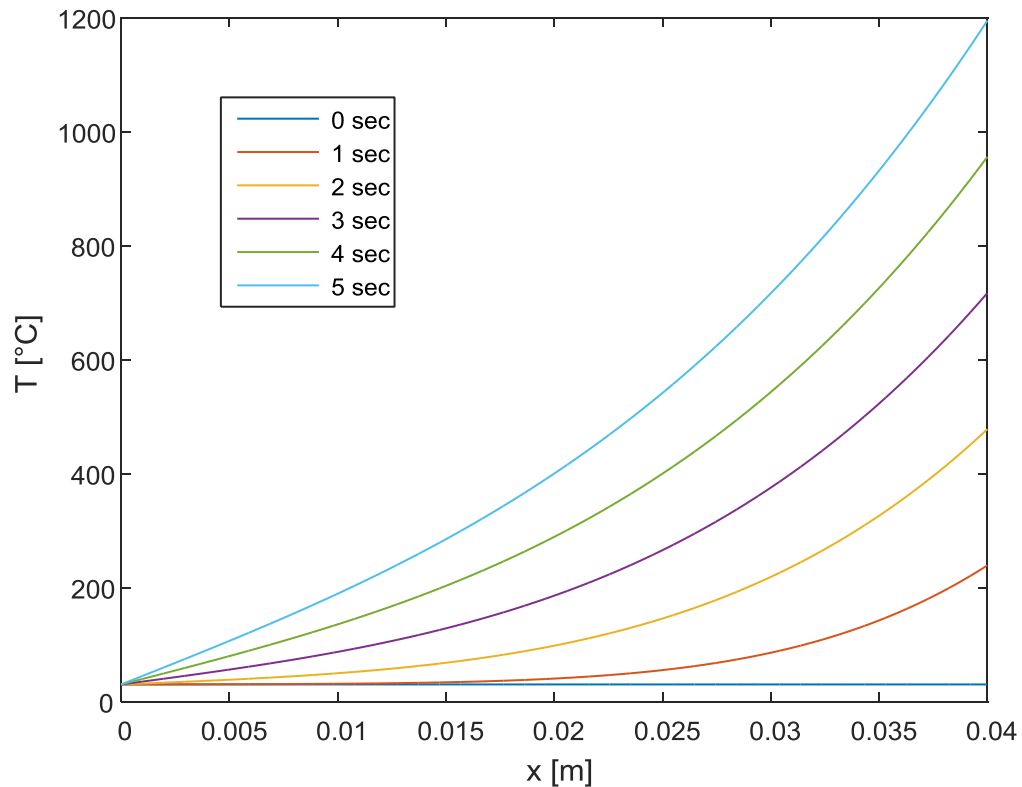


Fig. 65 Profili di temperatura rispetto alla distanza dall'interfaccia di saldatura parametrici rispetto al tempo
45 Hz, 30 MPa.

Come è possibile osservare dalla figura 65 la curva in azzurro, relativa all'istante 5s, tempo caratteristico del processo, indica che in prossimità dell'interfaccia di saldatura è stata raggiunta la temperatura di 1160 °C, ed è dunque stata superata la temperatura di β – transus per la lega in esame. Per osservare contemporaneamente l'andamento della temperatura sia in funzione del tempo, sia in funzione della posizione rispetto all'interfaccia, si riporta il grafico in 3D ottenuto con Matlab:

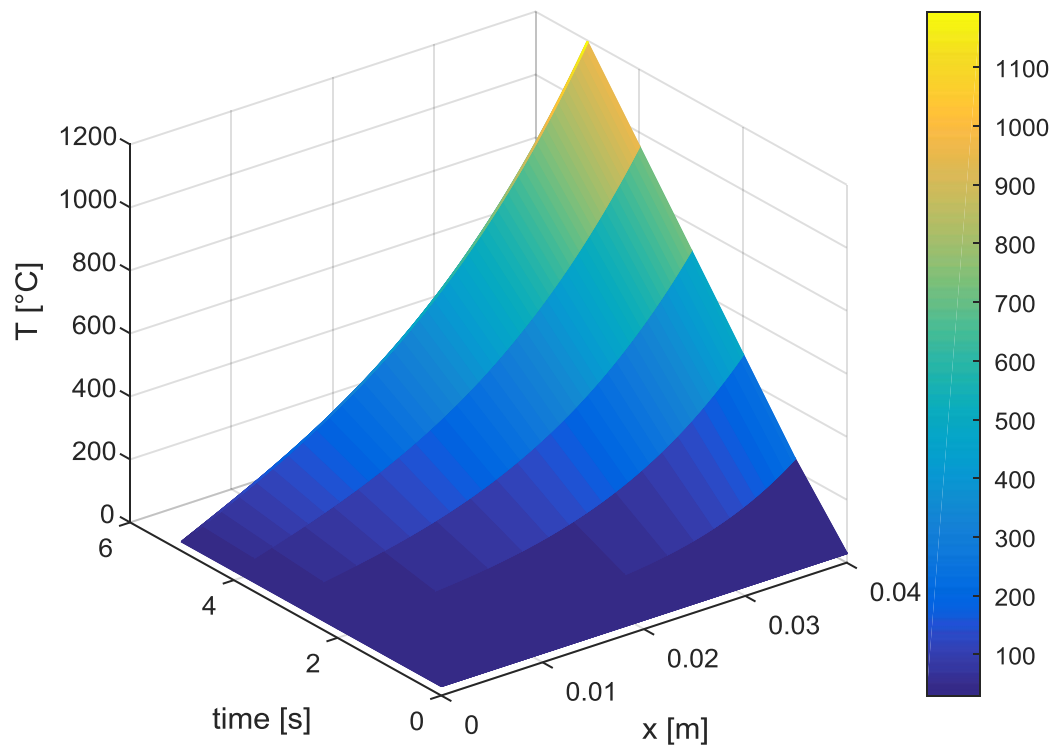


Fig. 66 Profili di temperatura in 3D, 45 Hz, 30 MPa

5.2.8 Caso 8) $f = 45 \text{ Hz}$; $P = 40 \text{ MPa}$

Di seguito si riporta il diagramma ottenuto per il primo caso 8 in cui la frequenza di oscillazione è stata fissata a 45 Hz e la pressione normale a 40 MPa:

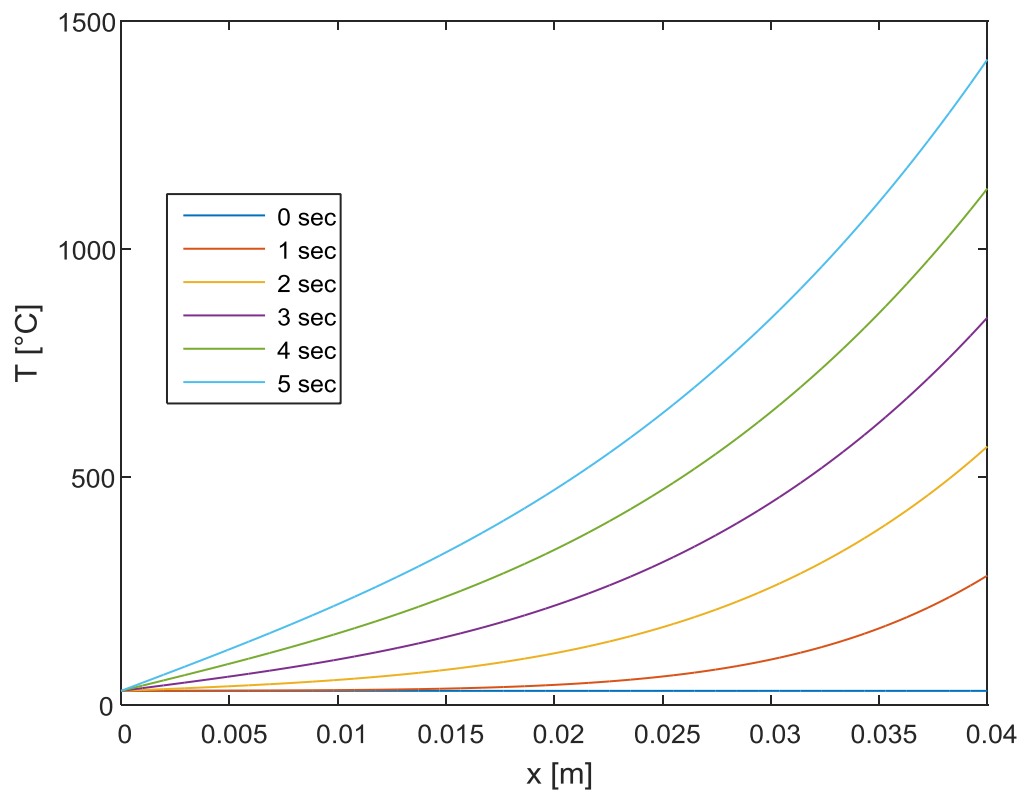


Fig. 67 Profili di temperatura rispetto alla distanza dall'interfaccia di saldatura parametrici rispetto al tempo
45 Hz, 40 MPa.

Come è possibile osservare dalla figura 67 la curva in azzurro, relativa all'istante 5s, tempo caratteristico del processo, indica che in prossimità dell'interfaccia di saldatura è stata raggiunta la temperatura di 1325 °C, ed è dunque stata superata la temperatura di β – transus per la lega in esame. Per osservare contemporaneamente l'andamento della temperatura sia in funzione del tempo, sia in funzione della posizione rispetto all'interfaccia, si riporta il grafico in 3D ottenuto con Matlab:

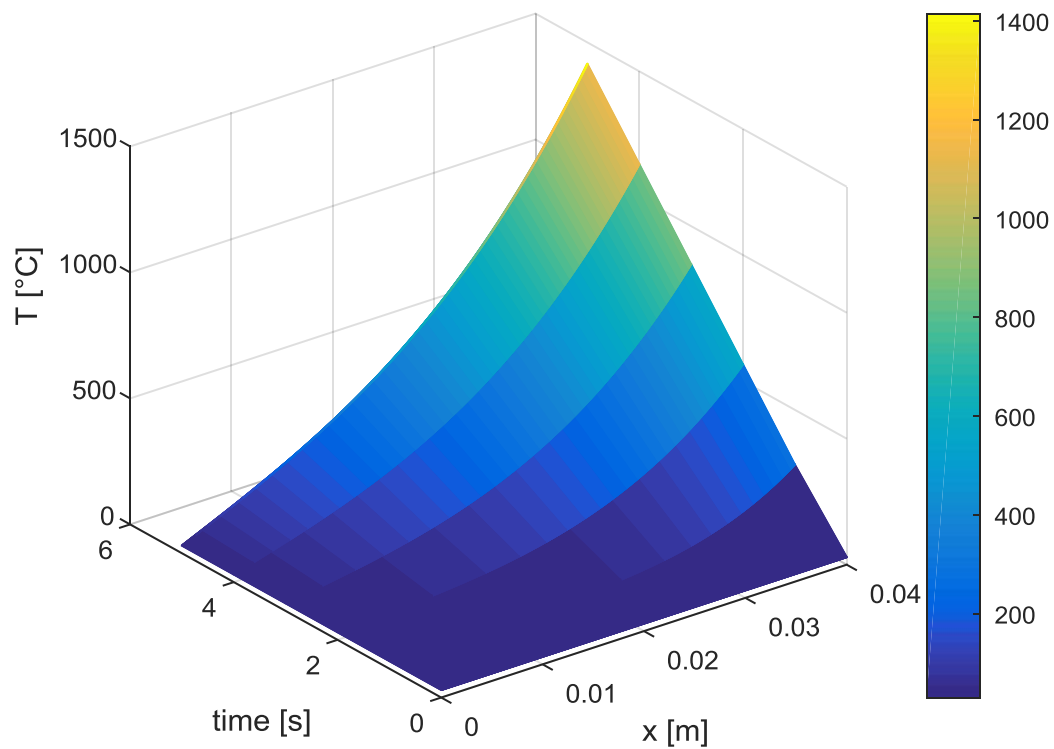


Fig. 68 Profili di temperatura in 3D, 45 Hz, 40 MPa

5.2.9 Caso 9) $f = 45 \text{ Hz}$; $P = 50 \text{ MPa}$

Di seguito si riporta il diagramma ottenuto per il primo caso 9 in cui la frequenza di oscillazione è stata fissata a 45 Hz e la pressione normale a 50 MPa:

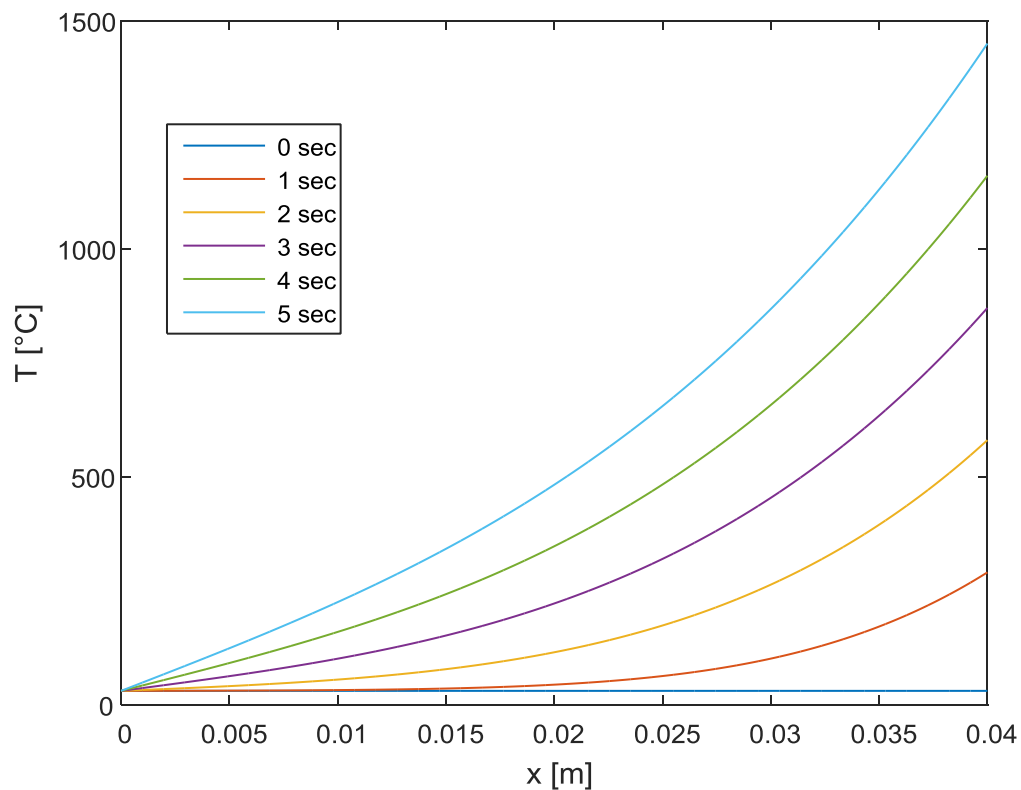


Fig. 69 Profili di temperatura rispetto alla distanza dall'interfaccia di saldatura parametrici rispetto al tempo 45 Hz, 50 MPa.

Come è possibile osservare dalla figura 69 la curva in azzurro, relativa all'istante 5s, tempo caratteristico del processo, indica che in prossimità dell'interfaccia di saldatura è stata raggiunta la temperatura di 1365 °C, ed è dunque stata superata la temperatura di β – transus per la lega in esame. Per osservare contemporaneamente l'andamento della temperatura sia in funzione del tempo, sia in funzione della posizione rispetto all'interfaccia, si riporta il grafico in 3D ottenuto con Matlab:

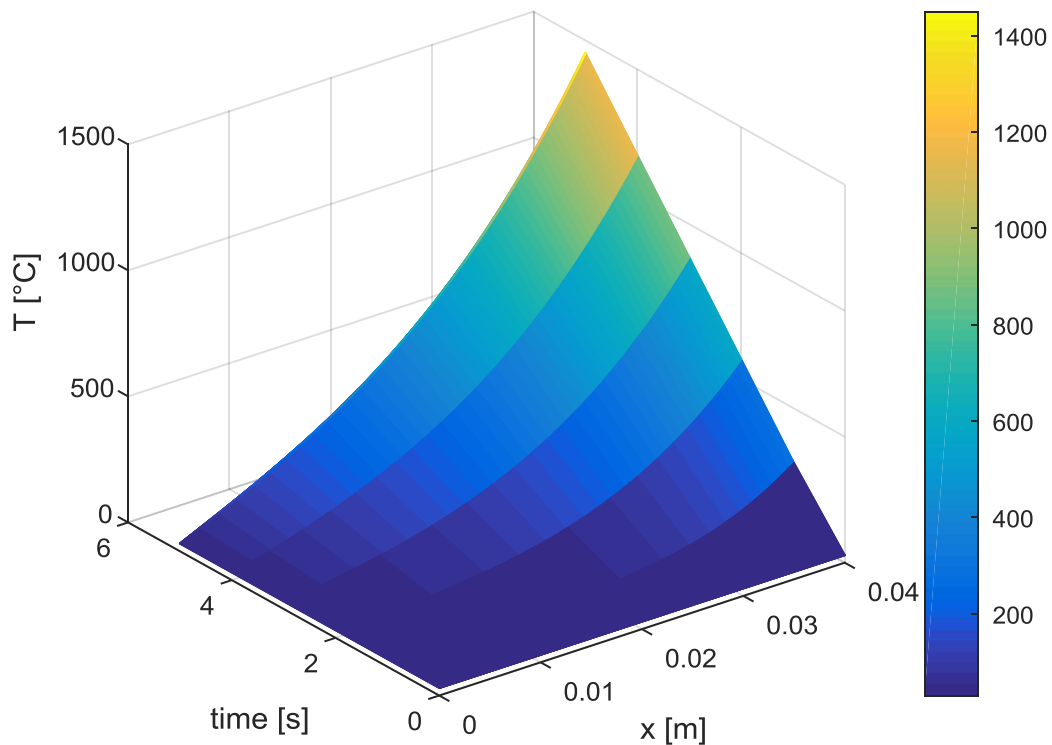


Fig. 70 Profili di temperatura in 3D, 45 Hz, 50 MPa

5.3 Effetto dei parametri di processo

I risultati sperimentali riportati in letteratura [19] riguardanti gli effetti dei parametri di processo caratteristici: frequenza di oscillazione, ampiezza, pressione normale, confermano quanto previsto dalla modellazione analitica del processo, per la quale il calore in ingresso dovuto all'attrito è direttamente proporzionale a tutti e tre i parametri (equazione 3).

Nello specifico, all'aumentare della frequenza di oscillazione, la temperatura all'interfaccia aumenta molto più rapidamente con conseguente riduzione del tempo necessario ad una saldatura efficace.

Lo stesso effetto si riscontra all'aumentare sia della ampiezza di oscillazione, sia della pressione normale. Tuttavia all'aumentare dei parametri caratteristici, aumenta rapidamente l'estrusione del materiale che comporta un accorciamento del giunto sempre più marcato.

L'equazione 3 riportata nel paragrafo precedente oltre a mostrare la diretta proporzionalità tra il calore generato dall'attrito e i parametri caratteristici del processo, rivela che i loro effetti sui risultati della saldatura non sono indipendenti l'uno dall'altro: affinché si ottenga una saldatura efficace essi devono assumere valori tali che il calore medio generato dall'attrito raggiunga un valore critico. In tal caso l'accorciamento assiale cresce linearmente col calore medio, raggiungendo valori accettabili per una saldatura efficace.

5.4 Stima dello shortening

Come descritto nei paragrafi precedenti, i profili termici ottenuti tengono conto dello "shortening" ovvero dell'accorciamento che il provino subisce al termine del processo e che è dovuto all'estrusione del materiale durante la saldatura.

Per cui l'ascissa di interfaccia a cui è stato valutato il profilo termico è stata calcolata come differenza tra l'ascissa corrispondente all'estremità del provino e lo shortening. I valori numerici dell'accorciamento specifici per i casi analizzati sono stati dapprima stimati a partire da dati presenti in letteratura e a partire dai valori del calore in ingresso generato dall'attrito. Di seguito si riporta il diagramma del accorciamento assiale rispetto al calore medio in ingresso [19]:

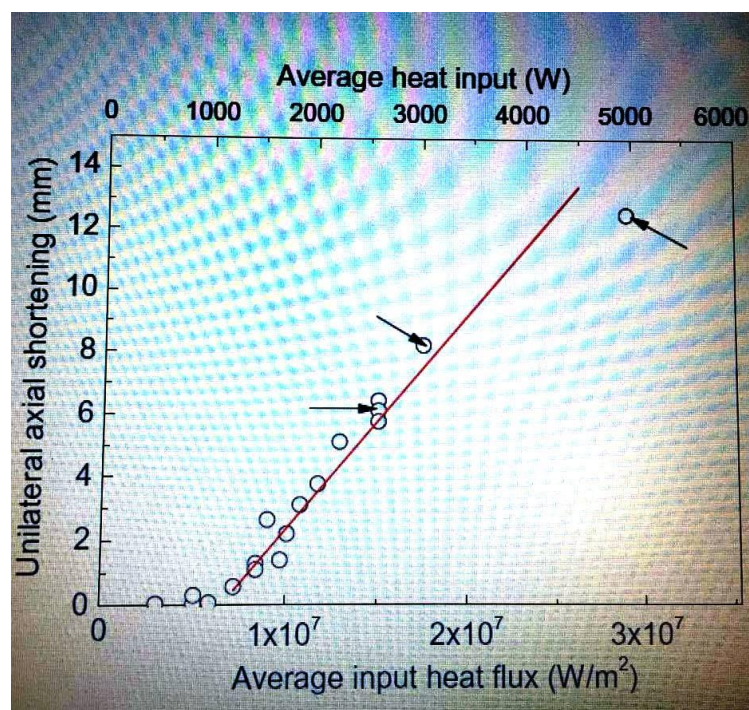


Fig. 71 Diagramma sperimentale dell'accorciamento assiale rispetto al calore medio in ingresso

Per i casi analizzati nel presente studio e illustrati nei paragrafi precedenti, i valori del calore medio in ingresso e i corrispondenti valori dello shortening sono riportati nella tabella che segue:

CASO	AVERAGE HEAT INPUT (W)	AXIAL SHORTENING (mm)
1) $P_N = 30 \text{ MPa}$; $f = 29 \text{ Hz}$	<1000	0.30
2) $P_N = 40 \text{ MPa}$; $f = 29 \text{ Hz}$	<1000	0.40
3) $P_N = 50 \text{ MPa}$; $f = 29 \text{ Hz}$	>1000	0.50
4) $P_N = 30 \text{ MPa}$; $f = 36 \text{ Hz}$	<1000	0,30
5) $P_N = 40 \text{ MPa}$; $f = 36 \text{ Hz}$	>1000	0.50
6) $P_N = 50 \text{ MPa}$; $f = 36 \text{ Hz}$	1300	1.80
7) $P_N = 30 \text{ MPa}$; $f = 45 \text{ Hz}$	1000	0,45
8) $P_N = 40 \text{ MPa}$; $f = 45 \text{ Hz}$	1300	1.8
9) $P_N = 50 \text{ MPa}$; $f = 45 \text{ Hz}$	1600	3.5

Tabella 10 Valori del calore medio in ingresso e dello shortening corrispondente per i casi analizzati

Come si evince dalla tabella precedente i valori dello shortening per i casi in esame variano tra 0.3 e 3.5 mm, a seconda dei parametri di processo e dunque del calore medio in ingresso.

A tali valori dello shortening corrisponde una quantità ridotta di materiale estruso e, come ampiamente descritto nel capitolo relativo alla analisi micro strutturale dei giunti, una saldatura efficace.

Tuttavia è doveroso sottolineare che lo shortening può aumentare notevolmente e superare i 5 mm in particolari condizioni di processo. Se si esercita una pressione di forgiatura nella fase finale del processo, soprattutto nel caso in cui il calore medio generato dall'attrito non sia sufficiente a garantire una saldatura soddisfacente, la quantità di materiale estruso aumenta e di conseguenza aumenta anche lo shortening [23].

Sperimentalmente si osserva che in un giunto realizzato con una frequenza di oscillazione pari a 29 Hz, una pressione normale pari a 50 MPa, una ampiezza di oscillazione pari a 3 mm e infine, una pressione di forgiatura pari a 80 MPa, lo shortening raggiunge circa 6mm.

A parità di tutti i parametri caratteristici e a meno della pressione di forgiatura, lo shortening stimato per il provino analizzato nel caso 3 è pari a circa 0.5 mm.

In conclusione, esercitando una forza forgiante al termine del processo, è possibile ottenere saldature soddisfacenti, con valori accettabili dello shortening entro i 5-6 mm, nonostante la combinazione dei parametri di processo non sia sufficiente ad ottenere un calore medio in ingresso pari al valore critico.

Conclusioni

Il presente studio sulla LFW di provini in lega Ti6Al4V consente di affermare che:

- I profili termici ottenuti attraverso il software Matlab nei casi analizzati confermano quanto osservato sperimentalmente, ovvero la presenza delle tre zone caratteristiche: Bulk, zona termomeccanicamente alterata, cordone di saldatura; La bontà dei risultati ottenuti è stata valutata sia mediante il confronto con i dati disponibili in letteratura, sia “sovrapponendo” i profili termici ottenuti con le immagini al SEM relative ai provini analizzati, e osservando la loro compatibilità con le tre zone caratteristiche del processo di saldatura mediante LFW: Bulk, zona termomeccanicamente alterata, cordone di saldatura.
- In tutti i casi analizzati, la temperatura in prossimità dell'interfaccia raggiunge e supera la temperatura di β – transus, cosa che conferma ciò che si osserva anche nelle immagini al SEM: la presenza di una zona martensitica di interfaccia; in particolari condizioni di processo il raggiungimento della T massima all'interfaccia avviene dopo circa 1.5 secondi dall'inizio del processo;
- Il valore dello shortening , ovvero dell'accorciamento del provino dovuto all'estrusione del materiale durante il processo, è stato stimato e varia tra 0.3 e 3.5 mm in base al calore generato dall'attrito. Esercitando una forza forgianti al termine del processo, è possibile ottenere saldature soddisfacenti, con valori accettabili dello shortening entro i 5-6 mm.
- La diretta proporzionalità tra il calore generato dall'attrito e i parametri caratteristici del processo (frequenza e ampiezza di oscillazione, pressione normale), rivela che i loro effetti sui risultati della saldatura non sono indipendenti l'uno dall'altro: affinché si ottenga una saldatura efficace essi devono assumere valori tali che il calore medio generato dall'attrito raggiunga un valore critico. In tal caso l'accorciamento assiale cresce linearmente col calore medio, raggiungendo valori accettabili per una saldatura efficace.

- Tenuto conto dei risultati ottenuti, il valore di frequenza che offre il miglior compromesso tra qualità meccaniche, proprietà tecnologiche e compatibilità economica si è dimostrato essere 36 Hz.

Bibliografia

1. G. LUTJERING, J. C. WILLIAMS. Titanium. 2nd edition. ed. [S.I.]: Springer, 2007.
2. E. M. BRACH DEL PREVER, A. MASSE', E. VITA FINZI ZALMAN. Applicazioni del titanio in ambito ortopedico e traumatologico. [S.I.]: [s.n.].
3. P. PEDEFERRI. Corrosione e protezione dei materiali metallici. [S.I.]: Polipress, 2010.
4. A.MORRI. Trattamenti termici delle leghe di titanio $\alpha+\beta$, correlazioni fra microstruttura e comportamento meccanico. La metallurgia italiana, Novembre-Dicembre 2008.
5. RODNEY BOYER, G. WELSCH, E. W. COLLINGS. Materials properties handbook: titanium alloys. [S.I.]: [s.n.], 1994.
6. I. RAMPIN, K. BRUNELLI, M. DABALA'. Indurimento superficiale di leghe di titanio mediante trattamenti termici di diffusione di ni. la metallurgia italiana, Novembre-Dicembre 2008.
7. AMIN, A. K. M. NURUL. Titanium Alloys - Towards Achieving Enhanced Properties for Diversified Applications. [S.I.]: InTech, 2012.
8. JEFFUS, LARRY. Welding: Principles and Applications. VII. ed. [S.I.]: Delmar, 2012.
9. RINALDI, EMILIO. Saldatura e taglio dei metalli. XIII. ed. [S.I.]: Hoepli, 1987.
10. REVERDY, CLAUDIO. Le tecniche di saldatura TIG-MIG e ad arco plasma.Criteri di scelta, applicabilità, confronti. LA MECCANICA ITALIANA, n. 167, novembre 1982.
11. L. RECLARU, C. SUSZ, L. ARDELEAN. Laser beam welding. TIMISOARA MEDICAL JOURNAL, v. 60, n. 1, 2010.
12. AWS. Standard Welding Terms and Definitions Including Terms for Adhesive Bonding, Brazing,Soldering,Thermal Cutting, and Thermal Spraying. 12th Edition. ed. Miami FL: [s.n.], v. AWS A3.0M/A3.0:2010, 2010.
13. R. NANDANA, T. DEBROY. Recent advances in friction-stir welding – Process, weldment structure and properties. Progress in Materials Science, v. 53 , n. 6, p. 980–1023, August 2008.

14. R. S. MISHRA, M. W. MAHONEY. Friction stir welding and processing. [S.I.]: ASM international, 2007.
15. CRAWFORD, R., COOK, G. E., STRAUSS, A. M., HARTMAN, D. A., STREMLER, M. A. Experimental defect analysis and force prediction simulation of high weld pitch friction stir welding. Science and Technology of Welding and Joining, v. 11, n. 6, november 2006.
16. KIMAND YG, FUJII H, TSUMURA T, KOMAZAKI T, NAKATA K. Three defect types in friction stir welding of aluminium die casting alloys. Materials Science and Engineering: A, v. 415, n. 1-2, january 2006.
17. P. WANJARA, M. JAHAZI. Linear Friction Welding of Ti-6Al-4V: Processing, Microstructure, and Mechanical-Property Inter-Relationships. Metallurgical and Materials Transactions A, v. 36, n. 8, August 2005.
18. A. VAIRIS, M. FROST. Modelling the linear friction welding of titanium blocks. Materials Science and Engineering: A, v. A292, n. 1, 2000.
19. WEN-YA LI, TIEJUN MA, JINGLONG LI. Numerical simulation of linear friction welding of titanium alloy: Effects of processing parameters. Materials and Design , n. 31, 2010.
20. MICA GRUJICIC, G. ARAKERE, B. PANDURANGAN, C.-F. YEN, AND B.A. CHEESEMAN. Process Modeling of Ti-6Al-4V Linear Friction Welding (LFW). Journal of Materials Engineering and Performance, v. 21, n. 10, october 2012.
21. IMRAN BHAMJI, MICHAEL PREUSS, PHILIP L. THREADGILL, ADRIAN C. ADDISON. Solid state joining of metals by linear friction welding: A literature review. Materials Science & Technology, v. 27, n. 1, January 2011.
22. F. CAIAZZO, V. SERGI. Tecnologie generali dei materiali. 2002. ed. [S.I.]: UTET.
23. A. VAIRIS, M. FROST. High frequency LFW of titanium alloy. WEAR N. 217 - ELSEVIER. 2 JANUARY 1998
24. A. VAIRIS, M. FROST. On the extrusion stage of LFW of Ti-6Al-4V. Materials Science & Technology, A 271, July 1999.

Ringraziamenti

